

Untersuchung des Zusammenhangs spannungsinduzierter Martensitbildung bei superelastischen Formgedächtnislegierungen und der physikalischen Kenngrößen

Dissertation zur Erlangung des
akademischen Grades Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt der Fakultät für Maschinenbau
der Technischen Universität Ilmenau

von M.Sc. Stefan Gläser

- 1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. H. Kern
- 2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. P. Gümpel
- 3. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. rer. nat. C. Knedlik

Tag der Einreichung: 28.02.2006

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 10.05.2007

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meines Promotionsstudiums im Fachgebiet Werkstoffkunde der Fakultät Maschinenbau an der Technischen Universität Ilmenau.

Mein aufrichtiger Dank gilt dem Leiter des Fachgebietes Werkstoffkunde an der TU Ilmenau, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Heinrich Kern, für die wertvollen Ratschläge in wissenschaftlichen und organisatorischen Fragestellungen, sowie für die Betreuung dieser Arbeit.

Mein besonderer Dank gilt dem Leiter des Fachgebietes Werkstoffkunde an der Hochschule Konstanz, Herrn Prof. Dr.-Ing. Paul Gümpel. Ohne seine Ermutigung und wertvolle Unterstützung in fachlichen Fragen wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen. Des Weiteren möchte ich mich auch für die zur Verfügung gestellte Laborausstattung bedanken.

Zudem möchte ich mich bei meiner zukünftigen Ehefrau Melanie Kerfin bedanken.

Konstanz, im Frühjahr 2006

Stefan Gläser

Zusammenfassung

Superelastische Formgedächtnislegierungen (SEFGL) sind eine Untergruppe der Formgedächtnislegierungen, welche wiederum zu den so genannten Smart Materials gehören, zu jenen Werkstoffen, welche den derzeitigen Grad der Automatisierung in die nächste Generation überführen sollen.

Hierbei sind nicht nur die aktorischen Aufgaben von Interesse, sondern auch die sensorischen.

SEFGL bieten einen Ansatz für eine neue Technologie im Bereich der Sensorik. Diese Legierungen haben die Eigenschaft in bestimmten Temperaturbereichen ein superelastisches Verhalten mit bis zu 15 % Verformungsvermögen aufzuweisen. Dieses superelastische Verhalten wird von einer überproportional starken Änderung des elektrischen Widerstandes begleitet und verspricht neue Ansätze zur Erfassung und Auswertung von Messgrößen.

Hintergrund dieses Effektes ist eine spannungsinduzierte Phasenumwandlung, welche mittels experimenteller Methoden nur sehr aufwendig nachzuweisen ist.

Aus diesem Grunde ist es das Ziel dieser Arbeit, eine einfache, versuchsgestützte Methode zu entwickeln, welche Schlüsse auf das Phasenumwandlungsverhalten und die Bestandteile der einzelnen Phasen einer SEFGL während eines Dehnprozesses zulässt.

Mit dieser Methode – der Sequentiellen Einflussanalyse (SQEA) – wird der zu erwartende elektrische Widerstand des SEFGL-Drahtes mithilfe der Erkenntnisse des Standes der Technik aus den vorhandenen Daten berechnet und mit der tatsächlich ermittelten Widerstandskurve verglichen.

Hierzu werden die Korrelationen des elektrischen Widerstandes mit den mechanischen Spannungen während des Verformungsprozesses von SEFGL-Drähten unter verschiedenen Bedingungen ermittelt.

Die Berechnung des elektrischen Widerstandes erfolgt dabei einerseits mit möglichst vielen Variationen der vorliegenden Daten und mit gezielter Minimierung der Einflussparameter andererseits. Es werden dementsprechend Variationen der Phasenumwandlungsmodelle angefertigt, welche vom einfachsten Ablauf der Phasenumwandlung bis hin zum komplexesten Verlauf, aber auch von dem wahrscheinlichsten

bis hin zum unwahrscheinlichsten Verlauf der Phasenumwandlung alle Möglichkeiten abdecken.

Mit den gewonnen Erkenntnissen über die physikalischen Vorgänge und Eigenschaften wird in Zukunft die Beurteilung von Anwendungen, aber auch von Legierungssystemen in Bezug auf verschiedene Anwendungen erleichtert.

Abstract

Superelastic shape memory alloys (SESMA) are one sub-category of the shape memory alloys which belong to the so-called “smart materials”. These materials should transform the present degree of automation into its next generation.

In this context not only their actuator tasks are of interest, but also the sensoric ones.

One possibility for a new technology in sensoric tasks is given by the SESMA.

One feature of these alloys is being superelastic up to a deformation of 15 %. This superelasticity is accompanied by an over-proportional change of electrical resistance. This could create new possibilities for the sensing and evaluation of measuring values.

The reason for this effect is a stress-induced phase transformation, which is not easily proven by experimental methods. Therefore the goal of this work is to develop a straightforward, experimental-based method which allows conclusions about the phase transformation and the components of the single phases of an SESMA during the process of dilation.

With this method – the Sequential Analysis of Influence (SQAI) – the electrical resistance is calculated with the known values and is compared to experimental data.

For this reason the correlation between the electrical resistance and the different conditions of mechanical stress during the process of deformation of an SESMA-wire is determined.

The calculation of the electrical resistance is done on the one hand with as many variations of the data as possible and on the other hand by minimizing the parameters of influence. For this, different variations of phase transformation are created to cover all possibilities: From the easiest way of phase transformation up to the most complex way, but also from the most probable to the least probable way of phase transformation.

With the deduced results about the physical properties the assessment of applications, but also of alloys in respect to different applications should become much easier.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	3
1.1	FUNKTIONSWERKSTOFFE	3
1.2	FORMGEDÄCHTNISLEGIERUNGEN.....	4
2	STAND DER TECHNIK	6
2.1	DER FORMGEDÄCHTNISEFFEKT.....	6
2.2	DIE VERSCHIEDENEN FORMEN DES FORMGEDÄCHTNISEFFEKTES.....	16
2.2.1	<i>Einwegeffekt</i>	16
2.2.2	<i>Zweiwegeffekt</i>	18
2.2.2.1	Zweiwegeffekt aufgrund starker Martensitverformung	19
2.2.2.2	Zweiwegeffekt durch SME-Training.....	20
2.2.2.3	Zweiwegeffekt durch SIM-Training.....	20
2.2.2.4	Zweiwegeffekt durch kombiniertes Training.....	20
2.2.2.5	Zweiwegeffekt aufgrund von Ausscheidungen	21
2.2.3	<i>Superelastizität</i>	21
2.3	ATOMARER AUFBAU	25
2.4	PHASENUMWANDLUNG	26
2.5	FESTIGKEITSVERHALTEN VON FORMGEDÄCHTNISLEGIERUNGEN	26
2.6	PHYSIKALISCHE EIGENSCHAFTEN	28
2.6.1	<i>Elektrischer Widerstand von mehrphasigen Gefügen</i>	28
2.6.2	<i>Elektrischer Widerstand von Formgedächtnislegierungen</i>	30
2.6.2.1	Thermische Beeinflussung	30
2.6.2.2	Mechanische Beeinflussung	31
3	VERSUCHSDURCHFÜHRUNG.....	34
3.1	MATERIAL & METHODEN	34
3.1.1	<i>Zugprüfstand</i>	34
3.1.1.1	Mechanik.....	34
3.1.1.2	Elektronik.....	35
3.1.2	<i>Difference - Scanning - Calorimetry</i>	36
3.1.2.1	Messeinrichtung zur Thermoanalyse	37
3.1.2.2	Die DSC-Meßzelle	37
3.1.2.3	Messprinzip der DSC-Analyse	38
3.2	VERSUCHSSCHLÜSSEL.....	39
4	ERGEBNISSE	40
4.1	VORVERSUCH.....	41
4.2	GESCHWINDIGKEITSABHÄNGIGES VERHALTEN.....	44

4.2.1	<i>Vergleich mit elektrischem Widerstand</i>	49
4.3	DISKONTINUIERLICHER DEHNVORGANG BEI VERSCHIEDENEN DEHNGESCHWINDIGKEITEN	56
4.3.1	<i>Vergleich mit relativem elektrischem Widerstand</i>	61
4.4	TRAINING MIT VERSCHIEDENEN DEHNGESCHWINDIGKEITEN	62
4.5	ZEITKONSTANTE τ	66
4.6	VERSUCH MIT REINEM MARTENSIT	74
4.7	VERHALTEN VON AUSTENIT BEI ERHÖHTEN TEMPERATUREN	80
4.8	ELEKTRISCHER WIDERSTAND ÜBER DER TEMPERATUR	84
4.8.1	<i>Legierung C im Ofen des Zwickprüfstandes</i>	85
4.8.2	<i>Legierung A in der Klimakammer</i>	86
4.8.3	<i>Legierung A im Kryostaten</i>	87
4.8.4	<i>Diskussion Legierung C</i>	88
4.8.5	<i>Diskussion Legierung A</i>	89
5	SEQUENTIELLE EINFLUSSANALYSE SQEA	92
5.1	SQEA - VARIATIONEN	94
5.2	BEWERTUNG DER SQEA - VARIATIONEN.....	106
5.3	ENTLASTUNGSVORGANG.....	106
6	MODELLBILDUNG	107
6.1	FUNKTIONSBILDUNG	107
6.2	VERGLEICH DER BERECHNETEN MIT DER GEMESSENEN KENNLINIE	111
6.3	ABGLEICH DER SQEA MIT EXPERIMENTELL ERMITTELTEN ERGEBNISSEN	112
7	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	114
8	ANHANG	116
	ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS.....	117
	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	119
	TABELLENVERZEICHNIS	125
	LITERATURVERZEICHNIS.....	126
	THESEN ZUR DISSERTATION.....	129

1 Einleitung

1.1 Funktionswerkstoffe

In technischen Prozessen wird heute ein Großteil an Funktionselementen, wie z.B. Aktuatoren, Stellelementen usw. mit komplizierten elektrischen, pneumatischen oder hydraulischen Antrieben bewerkstelligt. Durch den Einsatz von intelligenten Werkstoffen (Smart Materials) können hier erhebliche Vereinfachungen und Kosteneinsparungen erzielt werden. Zu den intelligenten Werkstoffen zählen die Metalle mit einem Formgedächtnisvermögen (auch Formgedächtnislegierungen (FGL) genannt), die Piezokeramiken, elektro- und magnetorheologische Flüssigkeiten und außerdem bestimmte Polymere, die ebenfalls ein Formerinnerungsvermögen zeigen. Speziell bei den FGL hat sich in den vergangenen Jahren eine Fülle von Anwendungsmöglichkeiten gezeigt. Hier sind sowohl Aktor- als auch Sensorfunktionen zu nennen. Es existiert ein großes Potenzial an Anwendungsmöglichkeiten, die allerdings ohne ein tiefgreifendes, technisches Wissen über die Mechanismen in den Materialien nicht realisierbar sind.

Das Gebiet der „intelligenten Werkstoffe“ erstreckt sich auf eine relativ breite Vielfalt von Werkstoffgruppen und ein daraus abgeleitetes, umfangreiches Anwendungspotenzial in den verschiedensten technischen bis medizinisch/biologischen Bereichen. Dieses Potenzial umfasst einen weiten Rahmen, beginnend z.B. mit form- oder kraftaktiven Applikationen von Formgedächtnislegierungen (für Stellelemente, Verbindungselemente, Stützelemente und Manipulatoren in der Medizintechnik, in der Kontakttechnik, für hochdämpfende Federelemente) über ein breites Spektrum unterschiedlicher Werkstoffe für intelligente Sensoren im Makro- und Mikrobereich bis hin zu den so genannten „Adaptronics“. Diese stellen selbststeuernde, adaptive Werkstoffkombinationen dar, die eine auf vorgegebene Randbedingungen maßgeschneiderte Selbstanpassung kompletter Bauteilstrukturen (bzw. einzelner Funktionselemente) ermöglichen. Die adaptiven Komponenten bilden dabei einen integralen Strukturbestandteil und erfüllen gleichzeitig lasttragende und Sensor/Aktor-Funktionen. Aufgrund dieser Multifunktionalität können beispielsweise ultraleichte Bauteile mit hoher Eigendämpfung hergestellt werden. Im Gegensatz zu klassischen Bauteilstrukturen mit „statisch“ vorgegebenen Eigenschaften sind die Verhaltensmerkmale bei dieser neuen Werkstoffgruppe wunschgemäß dynamisierbar. Ein wei-

teres konkret denkbare Eigenschaftsprofil ist hier z.B. auch eine Werkstoffstruktur mit „unbegrenzter“ Steifigkeit bei Einwirkung äußerer Kräfte durch aktive Selbstadaptation.

1.2 Formgedächtnislegierungen

Formgedächtnislegierungen haben die besondere Eigenschaft, sich nach einer bleibenden plastischen Verformung unterhalb einer bestimmten kritischen Temperatur durch Erwärmung über diese Temperatur wieder an ihre ursprüngliche Form zu erinnern und diese erneut einzunehmen. Dieser außergewöhnliche Effekt ist das Ergebnis einer Festkörperumwandlung [2]. Entdeckt wurde dieser Effekt zu Beginn der 1950er Jahre als das Ergebnis einer martensitischen Umwandlung im System Gold-Kadmium. Zwischenzeitlich wurde bereits in einer Vielzahl von Legierungssystemen ein Formgedächtniseffekt nachgewiesen.

Die folgenden vier Legierungssysteme sind derzeit die technisch und wirtschaftlich interessantesten:

Nickel-Titan

Kupfer-Zink-Aluminium

Kupfer-Aluminium-Nickel

Eisen-Basis-Legierungen

Einige Eigenschaften dieser Formgedächtnislegierungen sind in der nachfolgenden Tabelle 1-1 zusammengefasst.

	NiTi	CuZnAl	CuAlNi
Dichte [g/cm ³]	6,4...6,5	7,8....8,0	7,1....7,2
Zugfestigkeit [MPa]	800...2000	400....700	700....800
Zulässige Spannung σ_{zul} [MPa]	250	75	100
Bruchdehnung [%]	40....50	10...15	5...6
Maximale A _S -Temp. [°C]	120	120	170
Überhitzbarkeit [°C]	400	160	300
Einweg max. ε_1 [%]	8	4	5
Zweiweg max. ε_2 [%]	4	1	1,2
Zahl der Zyklen [n]	100000	10000	1000
Verminderung der Effektgröße [%]	kein Abbau	ca. 10 %	ca. 10 %

Tabelle 1-1: Die Eigenschaften der wichtigsten Formgedächtnislegierungen [1]

Vornehmlich werden heute Nickel-Titan und Kupferbasislegierungen verwendet, wobei die NiTi-Legierungen sehr aufwendig in der Herstellung sind. Die preiswerteren Cu-Basiswerkstoffe zeigen allerdings deutlich unterlegene mechanische Eigenschaften im Vergleich zu den NiTi-Werkstoffen (Tabelle 1-1). Auch im Hinblick auf die Effektgröße zeigen die NiTi-Werkstoffe ein sehr günstiges Verhalten (Abbildung 1-1). Ein zunehmendes Interesse lässt sich weltweit an der Entwicklung und dem Einsatz von Eisenbasislegierungen mit Formgedächtnis feststellen. [3]

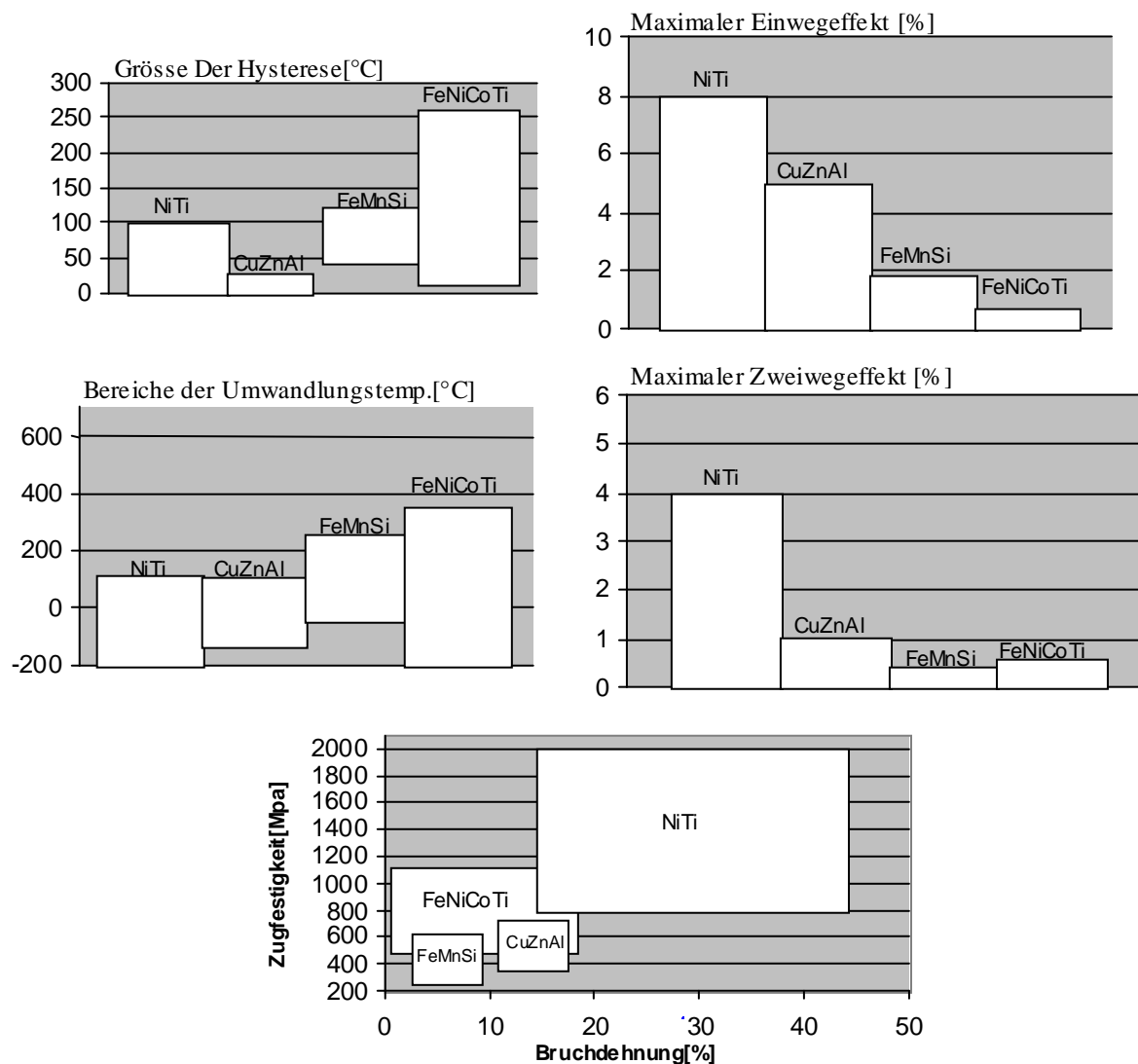


Abbildung 1-1: Vergleich spezifischer Kennwerte von Formgedächtniseigenschaften in unterschiedlichen Legierungssystemen [4]

Bei allen Legierungen wird der Formgedächtniseffekt, falls er verhindert wird, von einer Kraftentwicklung begleitet. Dies macht die FGL zu äußerst interessanten Werkstoffen für Industrie, Wissenschaft und Medizin, da mit ihnen bisher nur schwer zu

lösende Probleme sehr einfach realisiert werden können. So können z.B. zur Verrichtung von linearen Bewegungen in sehr eingeschränkten Bauräumen mit FGL-Aktoren sehr variable und integrative Aktorbauformen umgesetzt werden, um den geringen Bauraum ideal auszunutzen (z.B. Stents zur Gefäßstabilisierung in der Medizintechnik).

Eine Untergruppe der FGL bilden die Superelastischen Formgedächtnislegierungen (SEFGL). Diese Legierungen haben die Eigenschaft, in bestimmten Temperaturbereichen ein superelastisches Verhalten mit bis zu 15 % Verformungsvermögen aufzuweisen. Dieses superelastische Verhalten wird von einer überproportional starken Änderung des elektrischen Widerstandes begleitet.

Diese Widerstandsänderung verspricht neue Ansätze zum Erfassen und Auswerten von Messgrößen.

Hintergrund dieses Effektes ist eine spannungsinduzierte Phasenumwandlung. Um die Eigenschaften dieser Legierungen besser verstehen zu können ist es notwendig die Vorgänge der verschiedenen Legierungstypen besser zu verstehen.

Da spannungsinduzierte Phasenumwandlungen mittels experimenteller Methoden nur sehr aufwendig nachzuweisen sind ist es Ziel dieser Arbeit eine einfache, versuchsgestützte Methode zu entwickeln welche Schlüsse auf das Phasenumwandlungsverhalten und die Bestandteile der einzelnen Phasen einer SEFGL während eines Verformungsprozesses zulässt.

2 Stand der Technik

2.1 Der Formgedächtniseffekt

Tritt bei einer Legierung ein Formgedächtniseffekt auf, so bedeutet dies, dass eine reversible und diffusionslose austenitisch-martensitische Phasenumwandlung stattfindet. Die Hochtemperaturphase wird hier als Austenit und die Niedertemperaturphase als Martensit bezeichnet. Die diffusionslos ablaufende martensitische Umwandlung stellt im wesentlichen eine bei der Abkühlung auftretende Scherung des Austenitgitters dar. Die Gefügebilder im austenitischen und im martensitischen Zustand sind in den Abbildung 2-1 und Abbildung 2-2 dargestellt.

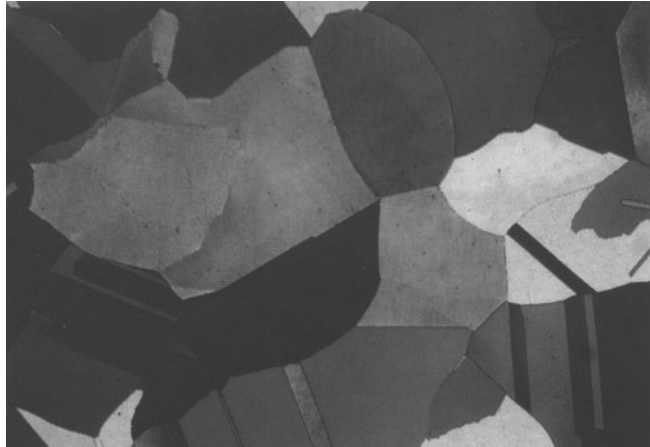


Abbildung 2-1: Austenitisches Gefüge einer Fe-Ni-Co-Ti-Legierung, [3]



Abbildung 2-2: Martensitisches Gefüge einer Fe-Ni-Co-Ti-Legierung, [3]

Es ist bekannt, dass Legierungen und Verbindungen je nach Druck und Temperatur unterschiedliche Gitterstrukturen (so genannte allotrope Modifikationen) aufweisen. Der bekannteste Fall ist das Eisen und die sich aus der Allotropie des Eisens ergebenden Möglichkeiten zur Härtung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Die wichtigste Voraussetzung für das Auftreten von Formgedächtniseffekten ist die Reversibilität der Umwandlung. Der gesamte Vorgang muss daher in einem Temperaturbereich ablaufen, in dem noch keine Diffusion stattfindet. Dies bedeutet, dass die Verwendung von FGL je nach Legierungstyp auf Temperaturen von max. 100 – 300 °C begrenzt ist.

In einschlägigen Legierungen wird die polymorphe Umwandlung bei rascher Abkühlung so stark unterkühlt, dass sie nicht mehr über einen Diffusionsmechanismus in

der Phasengrenze, sondern nur noch als martensitische Umwandlung abläuft. Außerdem liegen die Umwandlungstemperaturen mancher Metalle und Legierungen so tief, dass eine Diffusion (d.h. thermisch aktivierte Platzwechselfvorgänge der beteiligten Atome) nicht stattfinden kann, und daher die Umwandlung ohnehin martensitisch abläuft. Diese Martensitbildung ist dadurch zu erklären, dass z.B. eine thermodynamisch stabilere Kristallstruktur durch eine Scherung aus der weniger stabilen Struktur entsteht [5]. Bei der Gleichgewichtstemperatur T_0 , die durch die chemische Zusammensetzung der Legierung festgelegt wird, liegt eine Koexistenz beider Phasen vor. Ab einer gewissen Unterkühlung ΔT von dieser Gleichgewichtstemperatur ist die martensitische Phase stabil. Treibende Kraft hierbei ist der Drang des Festkörpers immer ein Niveau niedrigster Energie einzunehmen [5].

Die Martensitbildung wird von der Keimdichte der Transformation, von Ausscheidungen, Versetzungen, Fremdatomen u.s.w. beeinflusst. Dies gilt in gleicher Weise für die Umwandlung in umgekehrter Richtung, d.h. von Martensit in Austenit. Die Hochtemperaturphase Austenit wird im Idealfall über Scherung in die Tieftemperaturphase, den Martensit, überführt. Als Beispiel für eine solche Scherung wird ein einfacher Fall betrachtet: Wenn aus einer hdp-Kugelpackung ein kfz-Gitter entstehen soll, muss sich nur die Stapelfolge der (111) Ebene ändern. Dies geschieht durch eine Scherung in der [112] Richtung in dieser Ebene (Abbildung 2-3) und wird z.B. in Co und seinen Legierungen sowie im Manganhartstahl beobachtet [5]. Hierzu sind im Idealfall keinerlei Diffusionsvorgänge notwendig.

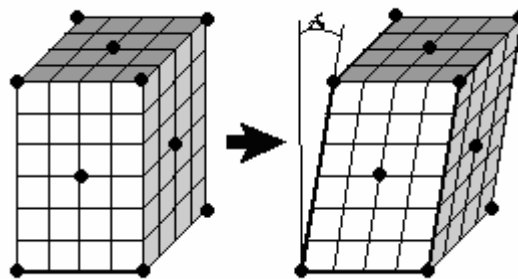


Abbildung 2-3: Eine Scherung γ führt zur Änderung der Stapelfolge und damit zur Veränderung der Gitterstruktur [5]

Aus	ABABAB	→	ABCABC
Aus	hdp	→	kfz

Auch bei geometrisch etwas komplizierteren kristallographischen Beziehungen können Kristallstrukturen über Scherungsvorgänge umgewandelt werden. Diese Scherung muss meist im Inneren eines Kristalls vor sich gehen, da, falls ein größerer Block homogen abscheren würde (wie die Änderung der Kristallstruktur es fordert), sehr große Formänderungen und somit Spannungen auftreten würden. Die Scherung in einzelnen Gitterbereichen infolge der thermodynamisch begründeten Martensitbildung führt zwangsläufig zu einem Spannungsaufbau, der wiederum durch Zwillingsbildung und/oder Gleiten reduziert wird (Abbildung 2-4). In der Realität beobachtet man daher, dass die Umwandlung in sehr schmalen Scheiben erfolgt, die plastisch aufeinander abgleiten oder sehr stark verzwillingt sind. Dadurch behält das Umwandlungsprodukt im wesentlichen die Gestalt des Ausgangskörpers bei, aus dem es entstanden ist [6]. Nur wenn der Spannungsabbau durch Zwillingsbildung und nicht durch Gleiten erfolgt, kommt es zu einer geringen Hysterese bei der Umwandlung. In einem kubischen Kristall existiert eine große Anzahl von äquivalenten Schersystemen, die sich aus der Anzahl der äquivalenten Flächen, Richtungen und aus der Möglichkeit für positive und negative Schersysteme ergeben (Vor- und Rückwärtscherung). Die Anzahl der Schersysteme beträgt 12 oder 24 [6]. Die örtlichen Formänderungen in den Martensitnadeln (Abbildung 2-2) werden dann durch die Vielzahl der bei der Martensitbildung gleich häufig auftretenden Schersysteme in einem Vielkristall makroskopisch ausgeglichen, so dass die Formänderung der Probe gleich Null ist.

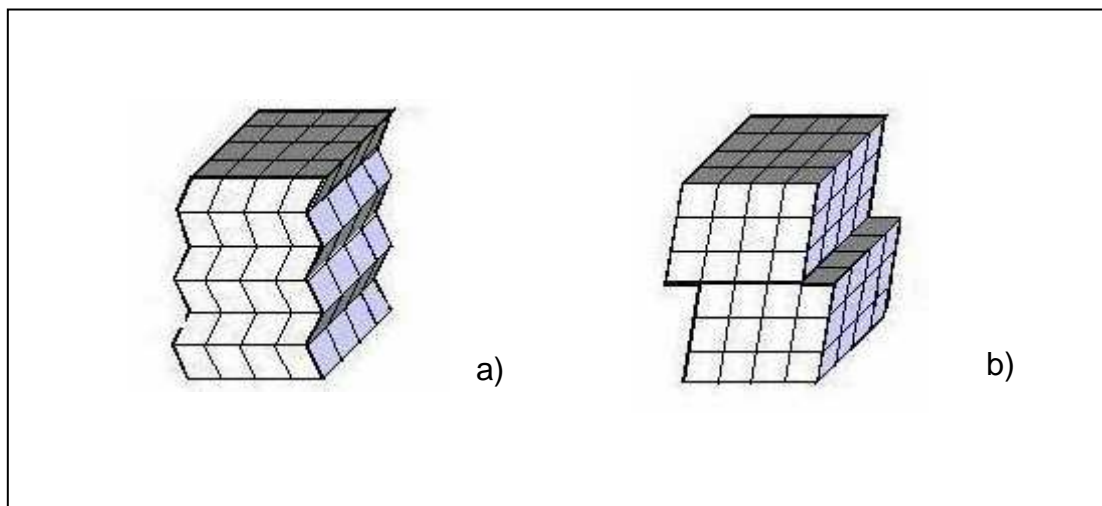


Abbildung 2-4: Spannungsabbau durch Zwillingsbildung (a) und Gleiten (b) [6]

Der Mechanismus des Shape-Memory-Effektes ist schematisch in Abbildung 2-5 dargestellt. Die Hochtemperaturmodifikation des Gitters, der Austenit, wandelt sich bei Abkühlung über „Klappvorgänge“ in eine verzwilligte Martensitstruktur um. Der Martensit ist durch „Entzwilligen“ bis zu rund 8 % (für NiTi) leicht verformbar. Diese Verformung ist bleibend, solange das Material unterhalb der Umwandlungstemperatur bleibt. Bei einer Erwärmung des verformten Martensits stellt sich bei Überschreiten der Umwandlungstemperatur die ursprüngliche Kristallorientierung der Hochtemperaturphase und damit die ursprüngliche Gestalt wieder ein. In diesem Verhalten ist die Grundlage des Formgedächtniseffektes zu sehen.

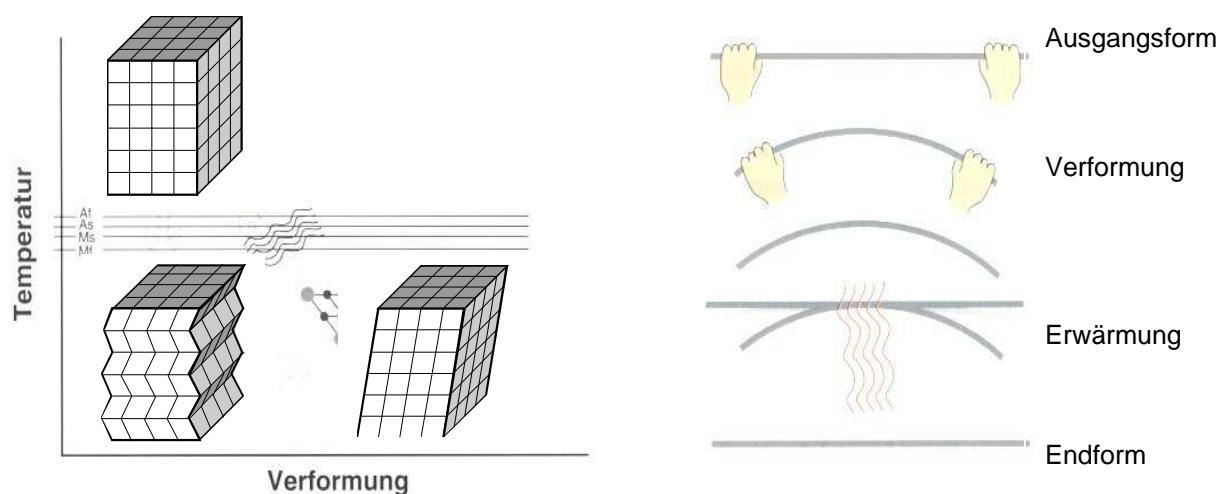


Abbildung 2-5: Martensitische Umwandlung und Formgedächtnis [7]

Im Gegensatz zu den „normalen“ metallischen Legierungen liegen in einer bestimmten Gruppe von Legierungssystemen (z.B. CuZn, TiNi, AlNi) die Umwandlungstemperaturen so tief (nahezu Raumtemperatur), dass eine Diffusion von einzelnen Atomen an die Korngrenzen nicht möglich ist (wie es z.B. bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit den C-Atomen und der damit verbundenen Karbidbildung zu sehen ist). Die Folge dieser diffusionslosen Phasenumwandlung aufgrund der niedrigen Umwandlungstemperaturen ist die Reversibilität dieser martensitischen Umwandlung zurück in die austenitische Hochtemperaturphase. Die Umwandlung Austenit-Martensit und die Rückumwandlung Martensit-Austenit finden aber trotzdem bei unterschiedlichen Temperaturen statt, d. h. es wird eine Hysterese durchlaufen (Abbildung 2-6). Die Transformation in den Austenit beginnt bei der Austenit-Start-

Temperatur, die mit A_s bezeichnet wird, und ist beim Erreichen der Austenit-Finish-Temperatur A_f abgeschlossen. Die Transformation in den Martensit beginnt entsprechend bei der Martensit-Start-Temperatur M_s und ist bei Martensit-Finish-Temperatur M_f abgeschlossen.

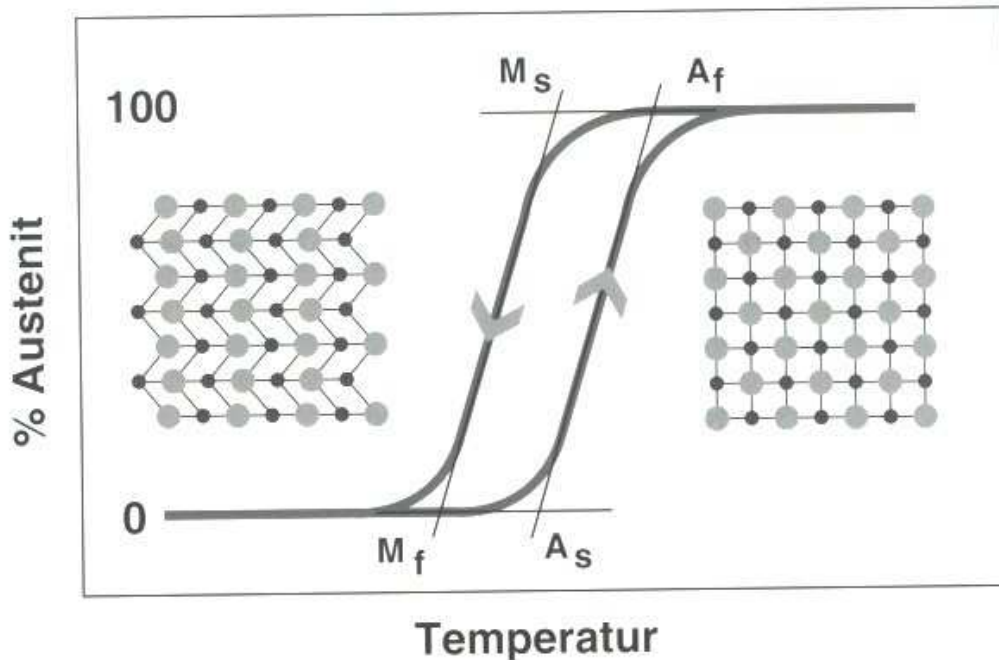


Abbildung 2-6: Hysterese und Umwandlungstemperaturen [7]

Die Gittertransformation in FGL erfolgt zum Teil mehrstufig. So lässt sich beispielsweise bei den NiTi-FGL vor der eigentlichen monoklinen Martensitstruktur die Bildung einer rhomboedrischen Gitterstruktur (der so genannten R-Phase) beobachten. Die rhomboedrische R-Phase wird durch eine Dehnung des austenitischen Gitters in Richtung der Raumdiagonalen gebildet.

Die R-Phase tritt in Abhängigkeit vom thermomechanischen Behandlungszustand auf. Nachgewiesen wird die R-Phase mit Hilfe von DSC-Messungen (Abbildung 2-7). Ebenso wie die martensitische Umwandlung ist die R-Phasenumwandlung mit einer reversiblen Formänderung verbunden, was sich in einer Unstetigkeit des Längenänderungsverlaufes äußert (Abbildung 2-8). Der maximale Betrag der Längenänderung ist allerdings deutlich geringer als bei der martensitischen Umwandlung. Das erreichbare Arbeitsvermögen der R-Phasenbildung beträgt nur etwa 10 – 20 % im Vergleich

zur martensitischen Umwandlung. Dafür ist die Hysterese sehr gering (1 – 2 % scheinen möglich), was einen Einsatz in der Aktorik interessant macht [9].

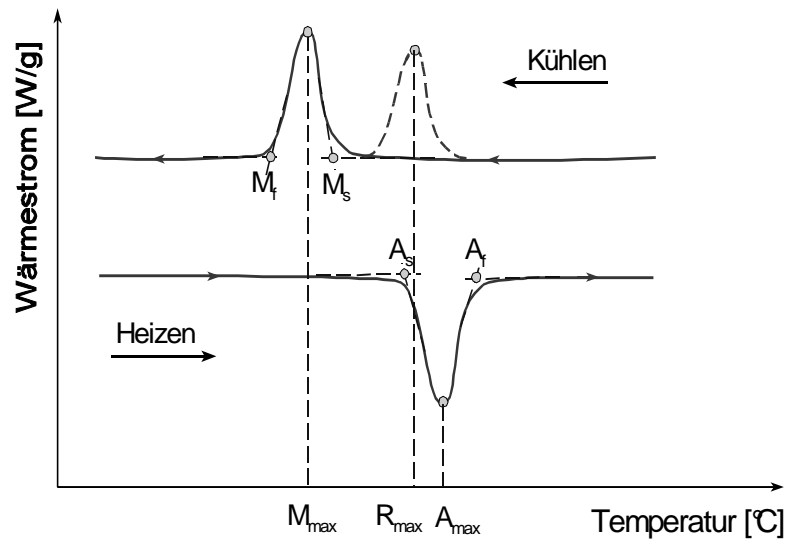


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung des Plots einer DSC-Messung [9]

Die charakteristischen Werte (A_s , A_f , M_s , M_f) werden durch das Tangentenschnittverfahren bestimmt. R_{max} ist das Peakmaximum der R-Phasenbestimmung, M_{max} bzw. A_{max} sind die Peakmaxima der martensitischen Hin- bzw. Rückumwandlung [9]

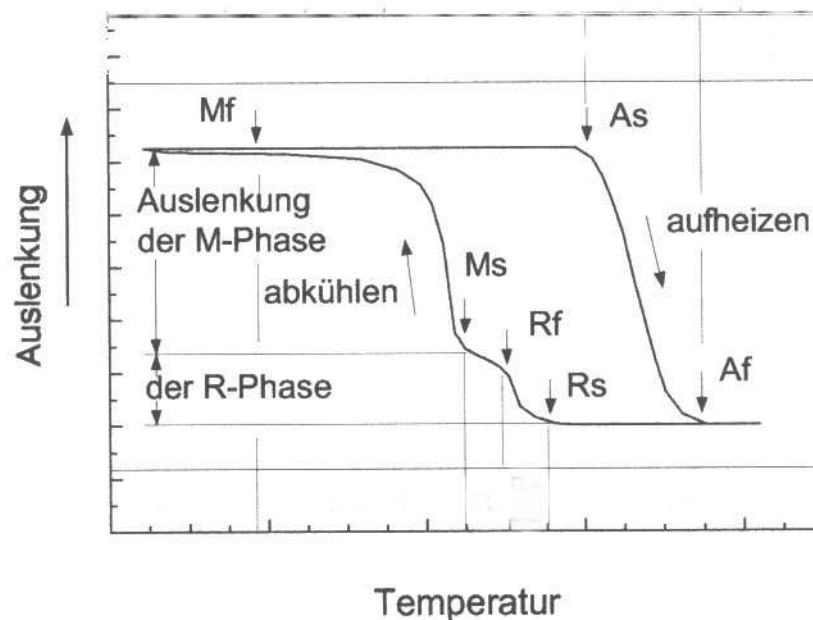


Abbildung 2-8: Schematische Längenänderungskennlinie einer NiTi-Legierung in Abhängigkeit von der Temperatur unter einer anhängenden Last [8]

Ein weiterer Unterschied zu den meisten üblichen Legierungen zeichnet die FGL aus. Normalerweise müsste der durch eine Scherung gebildete Martensit aufgrund der hohen inneren Verspannungen ein verfestigtes Gefüge besitzen. Das ist hier jedoch nicht der Fall, da die Verspannungen durch mehrere Orientierungsvarianten ausgeglichen werden. Somit zeigt das Gitter eine „gitterinvariante Verformung“, die eine innere plastische Verformung der umwandelnden Kristallphase durch Zwillingsbildung ist. Austenit und Martensit zeigen charakteristische Unterschiede im Verfestigungsverhalten. Das Verfestigungsverhalten des Martensits ist dabei recht ungewöhnlich. Es ist gekennzeichnet durch das so genannte Martensitplateau, einem Bereich mit sehr geringer Verfestigung (Abbildung 2-9). Hier findet nach einer ersten elastischen Verformung eine nunmehr pseudoplastische Verformung durch Entzwillingung statt. Wenn diese Verformungsmöglichkeit erschöpft ist (nach ca. 8 % Dehnung), müssen andere Verformungsmechanismen aktiviert werden. Durch relativ geringe Energiezufuhr (Zug, Druck, usw.) kann der Martensit entzwillingt werden, was einer pseudoplastischen Formänderung in der Niedertemperaturphase entspricht. An das Martensitplateau schließt sich dann ein zweiter elastischer Bereich an. Bei Erreichen der wahren Streckgrenze erfolgt die Verformung konventionell durch Versetzungsbewegung. Wird nun die Legierung wieder über die kritische Temperatur A_s erwärmt, so gehen die Kristalle wieder in ihren geordneten Zustand über, und die Legierung nimmt die der austenitischen Phase entsprechende Gestalt an. Dieser Prozess ist mit Überschreiten der A_f - Temperatur abgeschlossen. Dies ist nur möglich, weil bei jeder Phasenumwandlung, die die Legierung durchläuft, keine Neuordnung der Atome vollzogen wird, sondern lediglich die oben genannte Zwillingsbildung stattfindet. Die Verformung im Bereich des Martensitplateaus kann (wie bereits oben beschrieben) durch Erwärmung rückgängig gemacht werden.

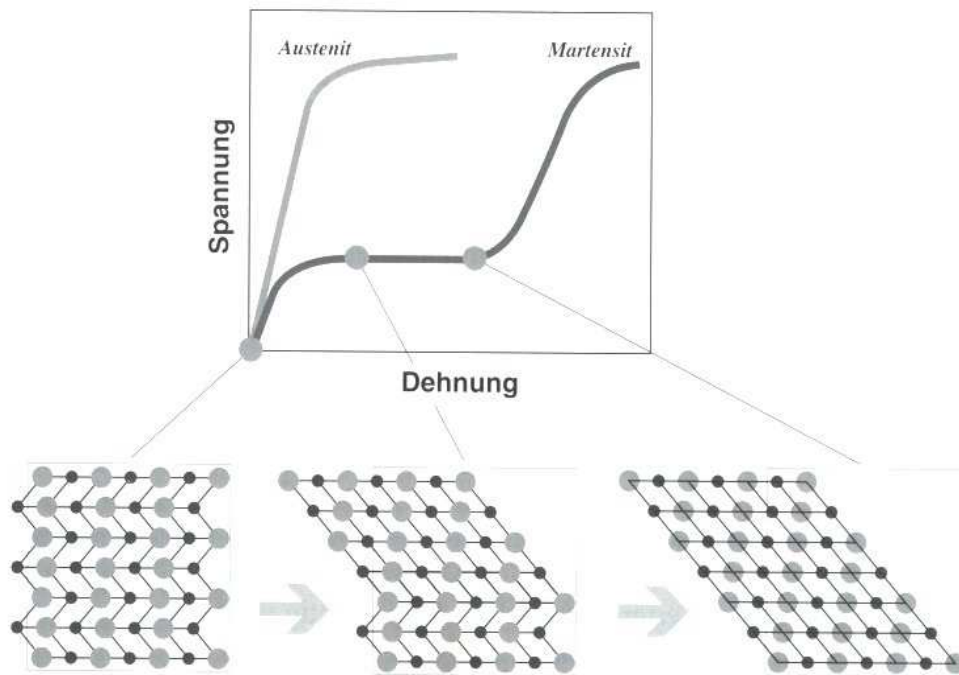


Abbildung 2-9: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Verformungsmechanismus des Martensits [7]

Neben dem bereits beschriebenen besonderen Verhalten der FGL (einer Formänderung mittels Entzwilligungsvorgängen im Martensit) verfügen diese Legierungen über eine weitere Besonderheit, die sie in der technischen Anwendung sehr interessant erscheinen lässt.

Dies ist der Effekt der so genannten Pseudo- oder Superelastizität, der auf die Bildung von spannungsinduziertem Martensit zurückzuführen ist. Eine Martensitbildung kann nicht nur durch thermische, sondern auch durch kinetische Einflüsse bewirkt werden. Die Phasenumwandlung ist nämlich nicht nur von der Temperatur, sondern auch von der mechanischen Spannung abhängig – vergleichbar mit der Erhöhung des Siedepunktes von Wasser durch hydrostatischen Druck. Wird eine Formgedächtnislegierung im Hochtemperaturzustand (jedoch unterhalb M_d) belastet, werden Martensitzwillinge induziert, die anschließend entzwilligen. M_d ist dabei die Temperatur, oberhalb der der Austenit derart stabil ist, dass er durch das Anlegen einer mechanischen Spannung nicht mehr umgewandelt werden kann. Mit zunehmender Spannung wird mehr Martensit induziert und entzwilligt. Da der Martensit bei diesen Temperaturen eigentlich nicht stabil ist, verschwindet er bei Entlastung. Die Probe

nimmt daher ihre ursprüngliche Gestalt wieder an. Dieses Verhalten wird als pseudoelastisches Verhalten der Formgedächtnismetalle bezeichnet.

Bei Temperaturen oberhalb M_d ist die austenitische Gitterstruktur so stabil, dass die Martensitbildung nicht durch Spannungen induziert werden kann. Das Gitter wird daher zunächst elastisch verspannt, und bei höheren Spannungen werden Versetzungen bewegt. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Austenits gleicht somit dem konventioneller Legierungen.

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Formgedächtnislegierungen ist, wie die Darstellungen in Abbildung 2-10 zeigen, insgesamt wesentlich stärker von der jeweiligen Temperatur abhängig als das von üblichen Werkstoffen.

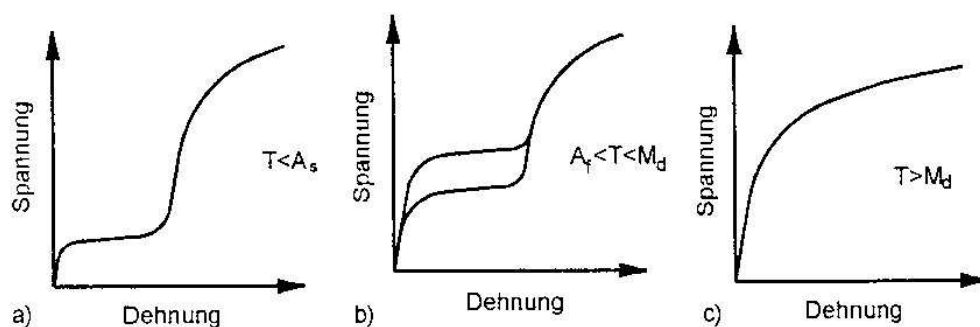


Abbildung 2-10: Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer FGL bei unterschiedlichen Temperaturen [10]

FGL stellen hochkomplexe Legierungssysteme dar, bei denen die oben genannten Umwandlungseffekte mit unterschiedlicher Intensität und unter unterschiedlichen Randbedingungen auftreten. Darüber hinaus können je nach Legierungssystem weitere Phasentransformationen auftreten. Wie bereits oben erwähnt, kann es je nach thermomechanischer Vorbehandlung und chemischer Zusammensetzung der Legierung auch bei NiTi zu einer weiteren diffusionslosen Transformation kommen. Bei der hierbei auftretenden R-Phase handelt es sich um eine rhomboedrisch verzerrte Kristallstruktur. Diese Transformation beginnt während des Abkühlens bei der Starttemperatur R_s und endet mit der Endtemperatur R_f (Abbildung 2-7). Im Gegensatz zu der recht großen Hysterese von 20 - 40 K bei der Umwandlung von Austenit zu Martensit ist die Transformation zwischen R-Phase und Austenit durch eine sehr schmale Hysterese von ca. 2 K gekennzeichnet. Bestimmend für die Hysterese ist der Scher-

winkel zwischen Austenit und R-Phase, bei dem nur eine sehr geringe innere Reibung und Gitterveränderung auftreten [10].

2.2 Die verschiedenen Formen des Formgedächtniseffektes

Der Formgedächtniseffekt kann in drei verschiedenen Formen auftreten: dem Einwegeffekt, dem Zweiwegeffekt und der Superelastizität.

2.2.1 Einwegeffekt

Durch eine Erwärmung kann eine zuvor thermomechanisch eingeprägte Gestalt wiederhergestellt werden. Wird ein Bauteil aus einer FGL im martensitischen Zustand im Bereich unterhalb eines kritischen Verformungsgrades bleibend verformt, so findet eine Martensitverformung durch Verschiebung der hochbeweglichen Zwillingsgrenzen statt. Dieser Vorgang ist reversibel. Beim Erwärmen über A_f hinaus nimmt dieses Bauteil entsprechend der in Abbildung 2-5 dargestellten Verhältnisse wieder seine ursprüngliche Form ein, wobei keine Restverformung in dem Bauteil verbleibt. Der aus der Entzwilligung resultierende Anteil der Verformung wird als pseudoplastisch bezeichnet und kann bei NiTi-FGL bis zu 8 % betragen. Da eine anschließende Abkühlung des Bauteils keine weitere Verformung mit sich bringt, spricht man in diesem Fall von dem so genannten Einwegeffekt. Um den Effekt zu wiederholen, muss der Martensit erneut verformt werden. Eine schematische Darstellung des Einwegeffektes ist in

Abbildung 2-11 zu sehen.

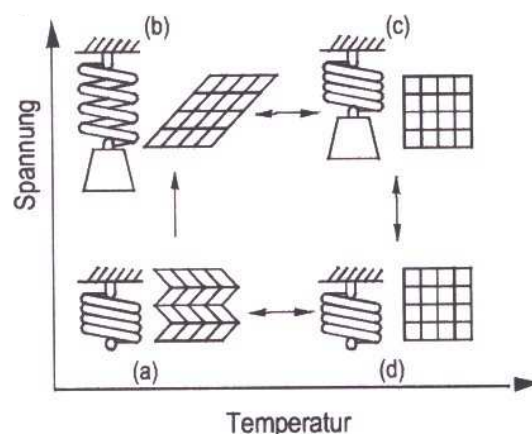


Abbildung 2-11: Einwegeffekt in Abhängigkeit von der anliegenden Spannung und der Temperatur

Im lastfreien Zustand (a) ist die martensitische Tieftemperaturphase verzwillingt. Bei einer mechanischen Belastung kommt es durch diffusionslose Verschiebung dieser Zwillingsgrenzen zu einer Gestaltsänderung (a→b). Wird das Bauteil über die Transformationstemperatur erwärmt, entsteht mit Erreichen von A_s Austenit, und das Bauteil nimmt wieder seine ursprüngliche Gestalt an (b→c). Bei einer Entlastung des Bauteiles finden keinerlei Gefüge- bzw. Gestaltsänderungen statt (c→d), und bei einem Abkühlen wird aus dem Austenit wieder verzwillingter Martensit gebildet (d→a). Dieser Vorgang ist mit einer Gefügeänderung verbunden. Die Gestalt bleibt hierbei aufgrund der Zwillingsstruktur des Martensits unverändert. Wird das Bauteil mit verzwillingtem martensitischem Gefüge im lastfreien Zustand erwärmt (a→d), kommt es zwar zur Änderung der Gitterstruktur, die Gestalt des Bauteiles bleibt allerdings (abgesehen von der thermischen Ausdehnung) erhalten.

Die A_s -Temperatur kann je nach Legierungssystem in einem sehr breiten Bereich liegen und kann sowohl über die Legierungszusammensetzung als auch über thermomechanische Behandlungen eingestellt werden. Zur weiteren Verdeutlichung des Effektes zeigt Abbildung 2-12 den schematischen Ablauf des Einwegeffektes an einem stabförmigen Bauteil.

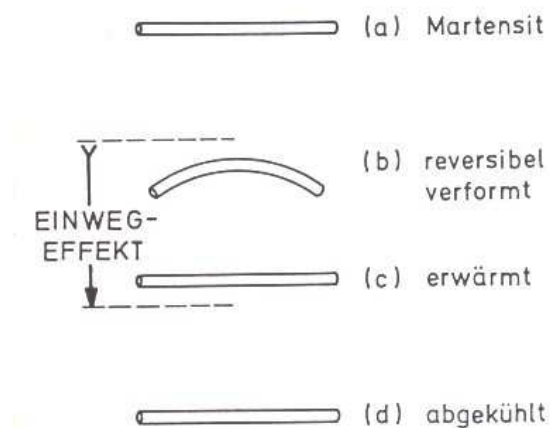


Abbildung 2-12: Ablauf des Einwegeffektes an einem stabförmigen Bauteil [2]

Dieser Effekt kann je nach Legierung bis zu 10^7 -mal wiederholt werden [5]. Wird eine im martensitischen Zustand verformte Probe bei der Erwärmung daran gehindert in die Ausgangsgestalt zurückzukehren, kommt es zu einer ausgeprägten Kraftentwick-

lung. Man spricht dann von einem unterdrückten Formgedächtnis. Diesen Effekt kann man bei der Anwendung von FGL in der Befestigungstechnik ausnutzen.

2.2.2 Zweiwegeeffekt

Bei dem Zweiwegeeffekt können sich Bauteile nicht nur an eine Hochtemperaturform „erinnern“, sondern auch an eine bestimmte Form in der Niedertemperaturphase (Abbildung 2-13). Im Gegensatz zum Einwegeffekt kommt es auch im nicht mechanisch belasteten Zustand während der Gittertransformation zu einer makroskopischen Formänderung. Das Material erinnert sich sowohl an seine Form im austenitischen als auch im martensitischen Gefüge. Hierbei sind geringere Effektgrößen einstellbar als beim Einwegverhalten. Je nach Legierung kann eine Dehnung von bis zu 2 % erreicht werden [8].

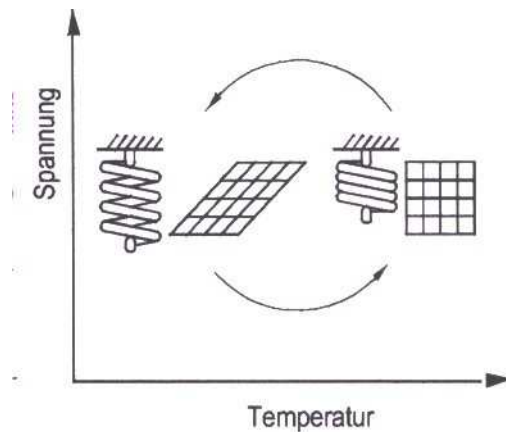


Abbildung 2-13: Zweiwegeeffekt in Abhängigkeit von der Temperatur

In Abbildung 2-14 sind typische Elemente für den Einsatz von FGL mit Zweiwegeeffekt dargestellt. Ebenso wie beim Einwegeffekt beginnt die Formänderung bei diesen Federelementen erst nach Überschreiten der A_s -Temperatur und die volle Effektentfaltung tritt mit dem Erreichen der A_f -Temperatur ein.

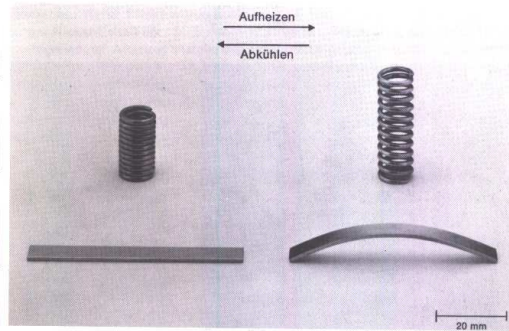


Abbildung 2-14: Druckfeder und Biegestreifen mit Zweiwegeffekt aus einer CuZnAl-Legierung

Für das Auftreten des Zweiwegeffektes ist es erforderlich, dass die Umwandlungsvorgänge zwischen Austenit und Martensit über bevorzugte Varianten erfolgen. Dies lässt sich beispielsweise durch ein gezieltes Einbringen von geordneten inneren, mechanischen Spannungen realisieren. Solche inneren Spannungen können durch Gitterbaufehler wie Versetzungen, Ausscheidungen, Fremdatome oder Leerstellen in das Gefüge eingebracht werden. Sie führen dazu, dass die Inneren Gittertransformationen immer den gleichen Wegen folgen, und somit auch die daraus folgende äußere Gestaltsänderung reproduzierbar abläuft. Zum Einstellen des Zweiwegeffektes gibt es verschiedene Verfahren. Diese werden im Folgenden erläutert.

2.2.2.1 Zweiwegeffekt aufgrund starker Martensitverformung

Dieses Verfahren ist schematisch in Abbildung 2-15 dargestellt. Durch starke Martensitverformung tritt neben reversibler Verformung (z.B. durch Entzwillingen) auch ein Anteil plastischer Verformung durch Versetzungsbewegung auf. Dadurch wird eine bestimmte Versetzungsstruktur im Bauteil erzeugt.

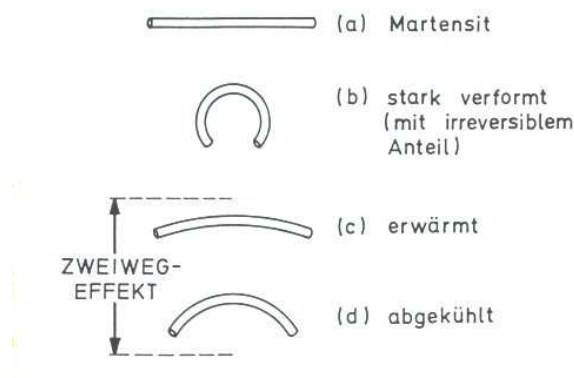


Abbildung 2-15: Schematische Darstellung des Zweiwegeffektes aufgrund starker Martensitverformung [2]

Bei einer Erwärmung wird nun zunächst der reversible Teil der Martensitverformung rückgängig gemacht, wodurch eine Formänderung in Richtung der Ausgangsform (a) stattfindet. Hierbei entsteht die Hochtemperaturform (c). Bei Abkühlung lagert sich der entstandene Martensit in das Spannungsfeld der durch die starke Martensitverformung induzierten Versetzungsstruktur ein. Dabei entstehen bevorzugte Martensitvarianten, die die Bildung der Niedertemperaturform (d) bewirken.

Dieses Verfahren ist besonders für Werkstoffe mit hoher Duktilität wie z.B. Nickel-Titan geeignet.

2.2.2.2 Zweiwegeeffekt durch SME-Training

Bei Werkstoffen mit geringer Duktilität bietet sich ein Verfahren an, bei dem eine wiederholte Durchführung einer geringen Martensitverformung stattfindet. Schon nach geringen Verfahrenszyklen wird hier durch die Wiederholung eine Stabilisierung bevorzugter Martensitvarianten und somit ein Zweiwegeeffekt erreicht. Da bei diesem Verfahren mit jedem Zyklus zunächst der Einwegeffekt abläuft, wird es in der englischsprachigen Literatur als „Shape Memory Effect Training“ bzw. „SME-Training“ bezeichnet.

2.2.2.3 Zweiwegeeffekt durch SIM-Training

Bei diesem Verfahren wird das Bauteil mehrfach im Hochtemperaturzustand (d.h. oberhalb A_f aber unterhalb M_d) verformt. Dadurch entsteht spannungsinduzierter Martensit mit bevorzugten Orientierungsvarianten. Nach einer ausreichenden Zyklenzahl sind diese Orientierungsvarianten soweit stabilisiert, dass nach einer Abkühlung ohne äußere Spannungsbeaufschlagung eine bestimmte Niedertemperaturform entsteht („Stress Induced Martensite Training“ bzw. „SIM-Training“).

2.2.2.4 Zweiwegeeffekt durch kombiniertes Training

Diese Methode ist eine Kombination aus SME- und SIM-Training. Das Bauteil wird jeweils im Hochtemperaturzustand verformt und im eingespannten Zustand in den Martensit abgekühlt.

2.2.2.5 Zweiwegeeffekt aufgrund von Ausscheidungen

Bei diesem Verfahren wird der Trainingseffekt durch das Altern einer Ni-reichen Nickel-Titan-Legierung im eingespannten, verformten Zustand bei Temperaturen unterhalb von 600 °C erreicht. Bei dieser Alterung entstehen linsenförmige Ti_3Ni_4 -Ausscheidungen, die in den Zug- bzw. Druckbereichen des Bauteils jeweils bestimmte Vorzugsorientierungen aufweisen. Dieser Vorgang ist nur bei NiTi-Legierungen mit einem Nickelgehalt über 50,5 at% möglich. Durch die Ausscheidung der Ti_3Ni_4 -Teilchen wird die zweistufige Umwandlung mit Bildung der R-Phase gefördert:



Beim Abkühlen sorgen die Spannungsfelder der Ausscheidungen für bevorzugte Varianten der R-Phase bzw. des Martensits, was dem Zweiwegeeffekt entspricht. Dieser Effekt ist sehr stark ausgeprägt, da die Durchführung der Temperaturzyklen jeweils eine völlige Formumkehr bewirkt (All-Round-Effekt). (Abbildung 2-16)

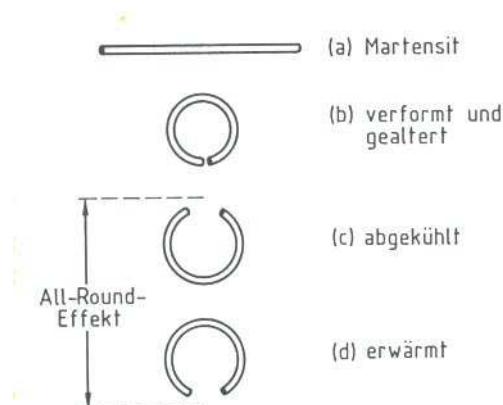


Abbildung 2-16: Schematische Darstellung des All-Round-Effektes [2]

2.2.3 Superelastizität

Die Superelastizität (auch Pseudoelastizität genannt) beschreibt das außergewöhnlich starke gummielastische Verhalten mancher FGL in bestimmten Temperaturbereichen. Superelastische Legierungen können bis zu 10-mal stärker gedehnt werden als herkömmliche Federstähle, ohne dass sie dabei plastisch verformt werden. Dies ist folgendermaßen zu erklären:

Nach einer linear-elastischen Verformung der Hochtemperaturphase folgt ein nichtlinearer elastischer Bereich, der auf eine spannungsinduzierte Phasenumwandlung zurückzuführen ist. Die Spannung verharrt dabei auf einem nahezu konstanten Niveau, der so genannten Plateauspannung. Bei weiterer Verformung schließt sich an dieses Plateau ein weiterer „klassisch elastischer“ Bereich an, in welchem der entzwillingt vorliegende Martensit elastisch verformt wird. Dieses Verhalten wird Super- bzw. Pseudoelastizität genannt. Die elastischen Dehnungen können dabei bis zu 10 %, bei speziellen, einkristallinen Legierungen sogar bis zu 25 % betragen.

Da die superelastischen Eigenschaften bei Raumtemperatur vorliegen sollen, unterscheiden sich superelastische FGL von den üblichen FGL durch ihre deutlich niedrigeren Phasenumwandlungstemperaturen. Diese liegen in Bereichen zwischen -30 °C und -10°C. Der superelastische Effekt tritt in einem Temperaturbereich oberhalb dieser Temperaturen und unterhalb eines Temperaturpunktes M_d auf.

Wird z.B. eine solche Legierung bei Raumtemperatur und unterhalb ihrer M_d -Temperatur einer mechanischen Spannung ausgesetzt, so zeigt sie anfangs ein den normalen Werkstoffgesetzen folgendes Verhalten. Dabei wird das geprüfte Bauteil (z.B. ein Draht mit steigender Spannung) gelängt. Ab dem Erreichen einer bestimmten Spannung erfolgt dann die weitere Dehnung bei etwa gleich bleibendem Spannungsniveau, der Plateauspannung. Diese Formänderung geht bei einer etwas geringeren Spannung wieder zurück (Spannungshysterese) (Abbildung 2-17). Erst ab Erreichen einer maximalen Dehnung von ca. 8 - 10 % wird die mechanische Spannung wieder ansteigen und dann den Werkstoffgesetzen folgen. Die Gegenüberstellung in Abbildung 2-17 lässt die Unterschiede im elastischen Verhalten zwischen einem üblichen metallischen Werkstoff und einer superelastischen Legierung deutlich werden.

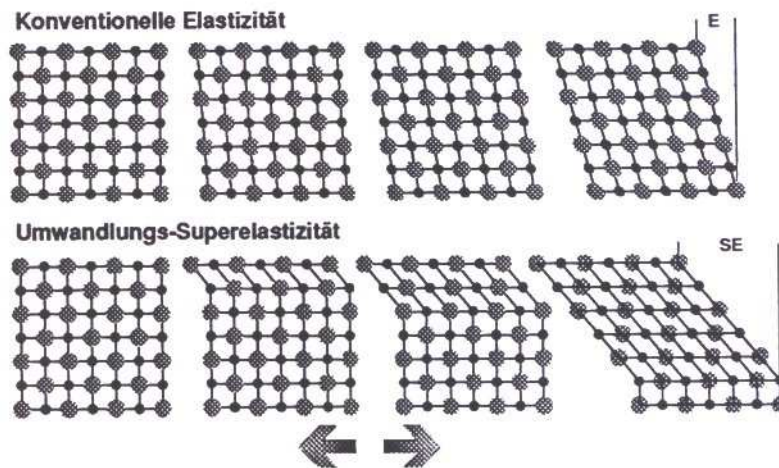
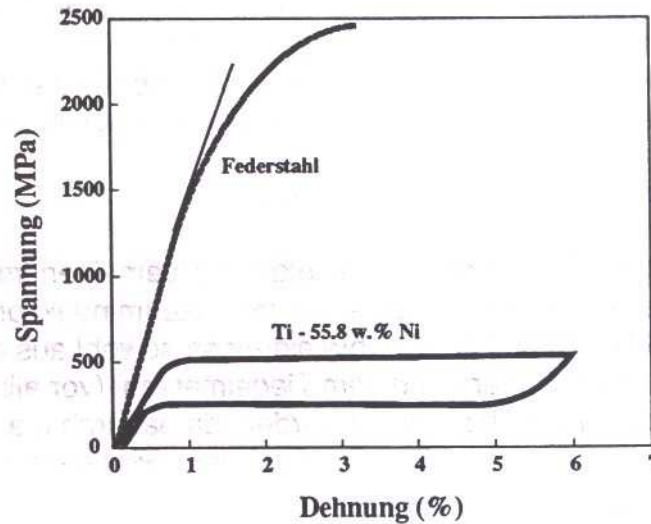


Abbildung 2-17: Gegenüberstellung von konventionellem und superelastischem Verhalten

Der metallkundliche Hintergrund für das Auftreten der Superelastizität besteht in einer spannungsinduzierten Bildung von Martensit. Diese Martensitbildung wird durch eine vorangegangene Kaltverformung des Austenits mit den daraus resultierenden Gitterstörungen erschwert bzw. verhindert. In diesem Fall muss zur Einstellung der superelastischen Eigenschaften das Material bei Temperaturen zwischen 400 °C und 600 °C wärmebehandelt werden (Abbildung 2-18). Eben so zeigen die Spannungswerte der Belastungs- und der Entlastungsplateaus eine Abhängigkeit von der Temperatur. Je weiter die Temperatur oberhalb von A_f liegt, desto höher liegt die Spannung, bei der die spannungsinduzierte Martensitbildung einsetzt (Abbildung 2-18). Mit Erreichen bzw. Überschreiten der M_d -Temperatur tritt keinerlei spannungsinduzierte Martensitbildung mehr auf.

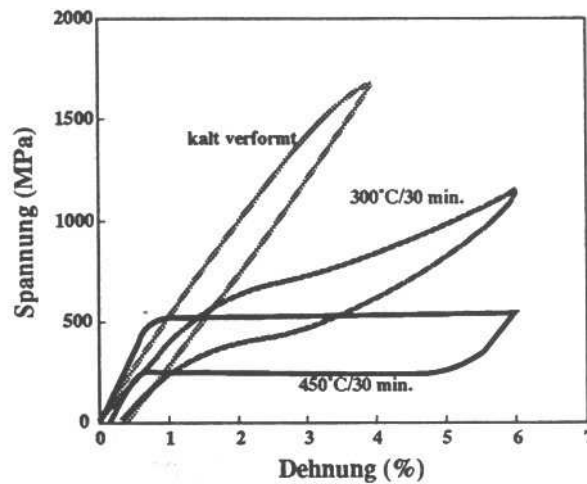


Abbildung 2-18: Elastizitätsverhalten einer binären NiTi-Legierung bei unterschiedlicher Vorbehandlung des Austenits [11]

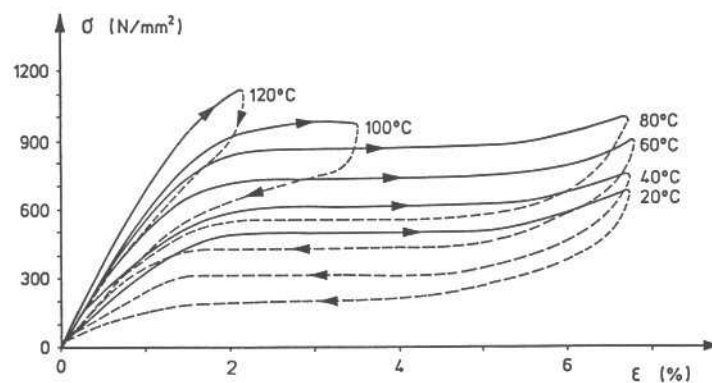


Abbildung 2-19: Zugspannungs-Dehnungs-Kurven einer NiTi-Legierung ($A_s \approx 0^\circ\text{C}$) für verschiedene Temperaturen [2]

Zur Erläuterung wird der Vorgang der Austenitbildung durch Erwärmung einer üblichen FGL betrachtet. Ab Überschreiten einer kritischen Temperatur wird der vorliegende Martensit sich in Austenit umwandeln. Diese Transformation beginnt bei A_s und endet bei A_f . Angenommen es wäre möglich, die Austenitbildung mechanisch zu beeinflussen, wäre bei höheren Temperaturen, bei denen eigentlich Austenit vorliegen müsste, immer noch Martensit zu finden.

Bezieht man die Möglichkeit der Beeinflussung der Umwandlungstemperaturen auf die superelastischen FGL bedeutet dies: Einer Verschiebung der A_f -Temperatur durch mechanische Spannung folgt ein Gefüge, in dem bei Raumtemperatur kein reiner Austenit vorliegt, sondern auch ein gewisser Anteil an Martensit vorhanden ist. Diesen Martensit wiederum kann man (wie schon bei den üblichen FGL) erläutern, mit relativ geringem Energieaufwand entzwillen und somit eine Dehnung verursa-

chen. Erst wenn der gesamte zur Transformation zur Verfügung stehende Austenit in Martensit umgewandelt ist, ist der superelastische Prozess abgeschlossen und das normale Spannungs-Dehnungs-Diagramm wird fortgesetzt.

Genauso wie bei den üblichen FGL zeichnen sich der Austenit und der Martensit einer superelastischen FGL durch große Unterschiede in ihren spezifischen elektrischen Widerständen aus. So weist in der Regel der Austenit einen deutlich niedrigeren spezifischen elektrischen Widerstand auf als der Martensit. Dies gilt ebenso für den spannungsinduzierten Martensit.

2.3 Atomarer Aufbau

Zu den kristallinen Werkstoffen zählt man u.a. Metalle und Keramiken. Zur Darstellung des atomaren Aufbaus der Kristalle wird heutzutage das Konzept des Raumgitters nach Bravais genutzt. Das Konzept beschreibt ein räumliches mathematisches Punktmuster, wobei jeder Punkt den Mittelpunkt eines Atomes oder einer Molekülgruppe repräsentiert. Da bei Kristallen das Gitter streng periodisch ist, kann es auf die Elementarzelle reduziert werden, deren Aneinanderreihung das gesamte Kristallgitter ergibt.

NiTi-Legierungen gehören zu den metallischen Werkstoffen und sind somit ebenfalls kristallin aufgebaut. In Abbildung 2-20 sind die Kristallsysteme der Phasen Austenit (B2), Martensit (B19) und Martensit entzwillingt (B19') abgebildet.

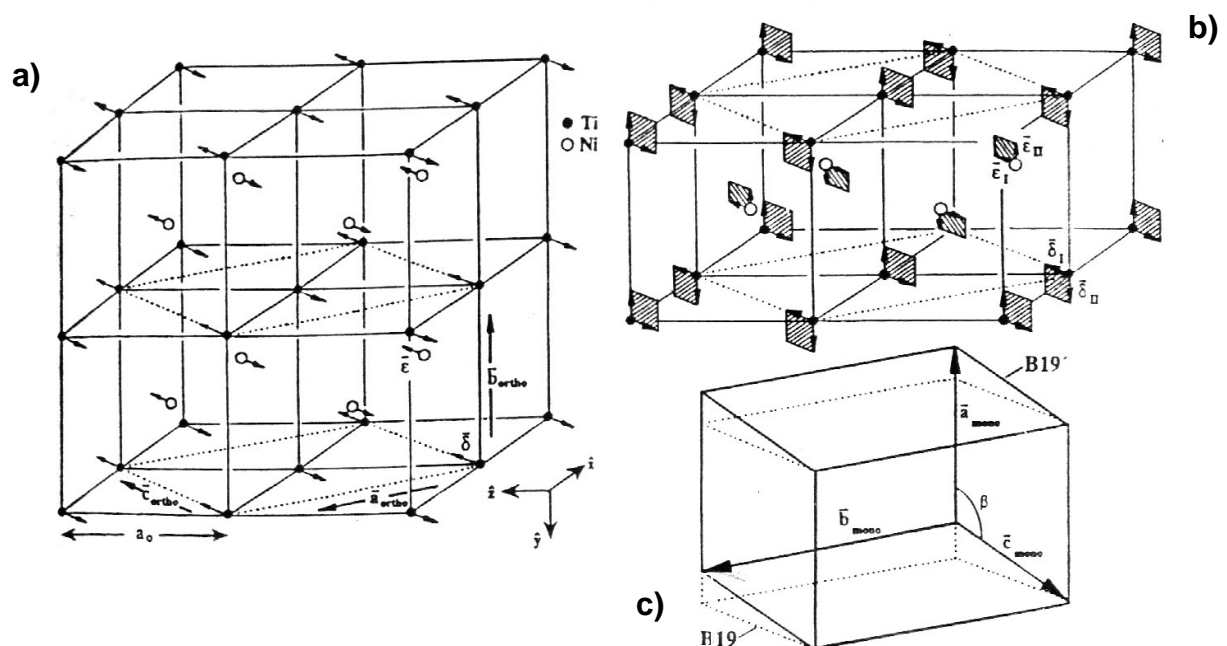


Abbildung 2-20: Elementarzellen der Phasen Austenit, Martensit und Martensit entzwillingt [23]

(a) zeigt die achtfach dargestellte Elementarzelle des B2-Gitters (Austenit). Die punktierten Linien markieren die Elementarzelle des orthorhombischen B19-Gitters (Martensit), während die Spitzen der Pfeile auf die eigentliche Position der einzelnen Atome im verzerrten Gitter (dem des Martensites) zeigen. In (b) ist die entsprechende Darstellung für die B2-B19'-Transformation (von Austenit nach Martensit entzwillingt) abgebildet. Die Abbildung (c) zeigt die monokline Elementarzelle vom B19'-Gitter (Martensit entzwillingt).

2.4 Phasenumwandlung

Laut Barsch [23] kommt es bei der Phasenumwandlung von Austenit (B2-Phase) nach entzwillingtem Martensit (B19'-Phase) zu drei verschiedenen Abfolgen.

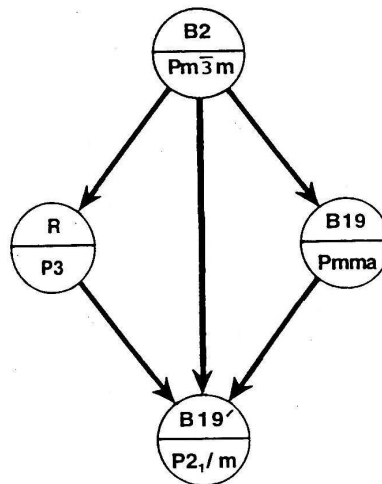


Abbildung 2-21: Mögliche Phasenumwandlungen von Austenit (B2) nach Martensit entzwillingt (B19') für NiTi [23]

2.5 Festigkeitsverhalten von Formgedächtnislegierungen

FGL zeigen große Unterschiede bei den mechanischen Eigenschaften in verschiedenen Temperaturbereichen. Abbildung 2-22 zeigt Spannungs-Dehnungs-Kurven für eine Nickel-Titan-Legierung, die bei verschiedenen Temperaturen getestet wurde.

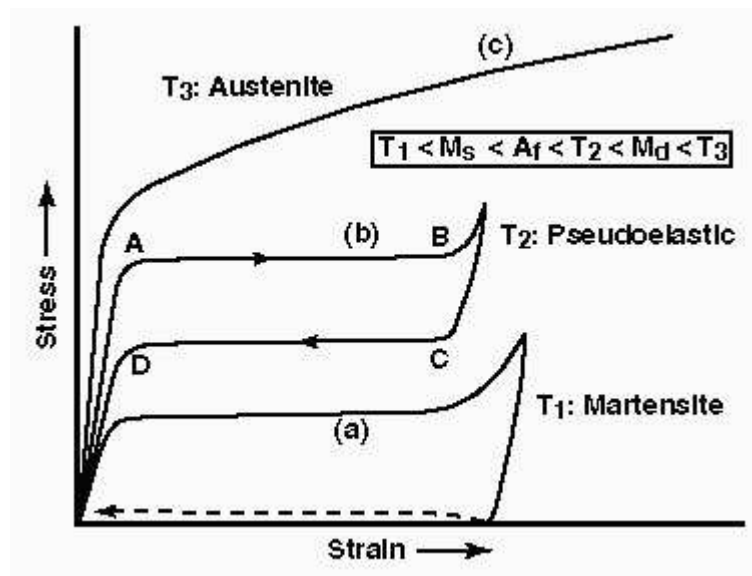


Abbildung 2-22: Typische Verläufe der Spannung (Stress) über der Dehnung (Strain) in verschiedenen Temperaturbereichen [30]

Die Grafik veranschaulicht in (a) das martensitische, in (b) das pseudoelastische (auch superelastische) und in (c) das austenitische Verhalten. In (a) liegt eine rein martensitische Gitterstruktur vor, die bis zu einer Plateauspannung eine Hookesche Gerade besitzt. Auf dem so genannten Martensitplateau erfährt die Legierung eine sehr starke Verformung, bei der es nur zu einer sehr geringen Verfestigung kommt. Hier erfolgt das so genannte Entzwillingen, wobei es zu einer Verformung der hoch beweglichen Zwillingsgrenzen kommt. Nach der Entlastung der Probe bleibt eine bleibende Verformung zurück, die durch eine Erwärmung der Legierung über die Temperatur A_f rückgängig gemacht werden kann.

Die Hochtemperaturphase weist im Temperaturbereich von A_f bis M_d ein so genanntes pseudoelastisches Verhalten auf (b). Anfangs erfolgt die Deformation wie üblich entlang der Hookeschen Geraden (bis A). Ab einer bestimmten Spannung wird durch die mechanische Belastung eine spannungsinduzierte Martensitbildung hervorgerufen, die zu einer Probenverlängerung führt (A nach B). Steigt nach Beendigung der Martensitbildung die Spannung weiter an, so folgt eine zweite elastische Gerade. Wird nun die Dehnung wieder zurückgenommen, erreicht die Probe wieder ihre ursprüngliche Form. Die Rückumwandlung des spannungsinduzierten Martensits zum Austenit findet dabei jedoch bei einer geringeren Spannung als der des rückläufigen Dehnvorganges statt (C nach D). Dieser Effekt wird Pseudo- bzw. Super-Elastizität

genannt. Auf diese Weise können Verformungen von bis zu 8 % elastisch wieder zurückgebildet werden.

Oberhalb einer bestimmten kritischen Temperatur M_d erfolgt keinerlei spannungs- oder verformungsinduzierte Martensitbildung mehr, sondern nur noch eine plastische Verformung des Austenits. Das Last-Dehnungsverhalten des Austenits entspricht somit über M_d dem einer konventionellen Legierung (c).

2.6 Physikalische Eigenschaften

2.6.1 Elektrischer Widerstand von mehrphasigen Gefügen

Die technischen Werkstoffe teilt man elektrisch gesehen in Nichtleiter (auch Isolatoren), Halbleiter und Leiter ein. Ein Maß für die Einteilung der einzelnen Stoffe ist die Elektronenbeweglichkeit. Die Metalle gehören zu den guten Leitern.

Reine Metalle besitzen einen jeweils spezifischen Widerstand. Werden jedoch dem Grundmaterial Legierungsbestandteile hinzugefügt, so ist die Widerstandserhöhung vom jeweiligen Legierungspartner abhängig. Viele Legierungen zeigen ein Verhalten, bei dem die Widerstandserhöhung proportional zu dem Quadrat der Wertigkeitsdifferenzen zunimmt [15]. Hierbei handelt es sich um die Norburysche Regel.

Ein ganz anderes Verhalten zeigt die CuAu-Legierung in Abbildung 2-23.

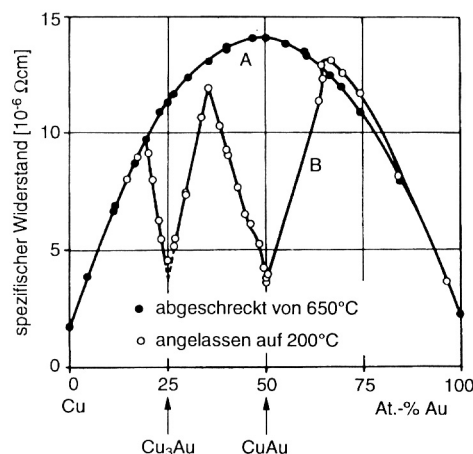


Abbildung 2-23: Durch Einstellung der geordneten Phasen Cu_3Au und CuAu wird der Widerstand grundsätzlich verringert [15]

Bei der Kennlinie A ist jeweils der elektrische Widerstand für verschiedene Zusammensetzungen der CuAu-Legierung dargestellt, die jeweils von 650 °C ausgehend

abgeschreckt wurden. Durch die extrem schnelle Abkühlung konnten sich die sonst vorhandenen intermetallischen Phasen nicht bilden. Der Graph B zeigt das Verhalten des elektrischen Widerstandes, wenn die Legierung intermetallische Phasen bildet. Als intermetallische Phasen werden Kristalle bezeichnet, deren Gittertyp vom Gittertyp ihrer Komponenten abweicht [18]. Die intermetallische Phase besteht dabei aus rein metallischen Komponenten.

Die drastische Abnahme des elektrischen Widerstandes bei intermetallischen Phasen ist auf die Wellennatur der Elektronen zurückzuführen [15]: Nicht die Streuung der Elektronen an den einzelnen Atomen, sondern die Abweichung vom periodischen Kristallaufbau trägt demnach größtenteils zum elektrischen Widerstand bei. Liegt eine geordnete Struktur vor, so ist eine drastische Abnahme des elektrischen Widerstandes zu beobachten. Da Formgedächtnislegierungen aus den Phasen unterschiedlicher Gittertypen bestehen, ist auch hier ein analoges Verhalten zu erwarten. Bei den Übergängen zwischen den einzelnen Phasen der FGL kommt es zwangsläufig zu einem Gefügebau mit heterogenen Zusammensetzungen. Abbildung 2-24 zeigt vereinfacht die möglichen Anordnungen von zwei Phasen in einem heterogenen Gefüge. Liegen die Phasen in Schichten senkrecht zum elektrischen Strom, so kommt es zu einer Reihenschaltung der einzelnen Bestandteile (a).

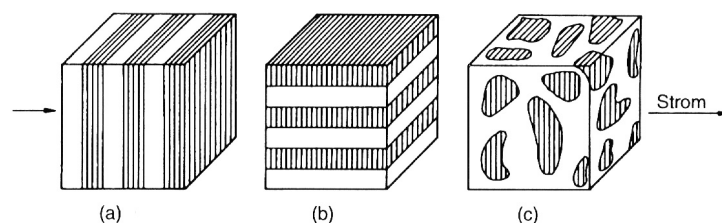


Abbildung 2-24: Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes heterogener Legierungen von der geometrischen Anordnung der Phasen [15]

Sind jedoch die Phasen parallel zum elektrischen Strom ausgerichtet, so addieren sich die Leitfähigkeiten der beiden Phasen (b). Es handelt sich somit um eine Parallelschaltung der Einzelwiderstände. Heterogene Gefüge, bei denen in einer Mutterphase die zweite Phase eingebettet ist, besitzen eine Mischung zwischen der Reihenschaltung und der Parallelschaltung der Einzelwiderstände. In der Praxis werden diese Gefüge meist ausreichend durch die Parallelschaltung angenähert.

Die in den nachfolgenden Untersuchungen getesteten Drähte besitzen einen sehr kleinen Durchmesser. Weil die Drähte entlang ihrer Längsachse gedehnt werden und der Strom in dieselbe Richtung fließt, geht man davon aus, dass sich die elektrischen Widerstände der einzelnen Phasen addieren. Es gilt:

$$R_{ges} = \sum_n^{i=1} R_i \cdot L_i \quad \text{und} \quad \sum_n^{i=1} \frac{L_i}{L_{ges}} = 1$$

Der Gesamtwiderstand R_{ges} besteht aus der Summe der Teilwiderstände R_i jeweils multipliziert mit dem Längenanteil l_i der Phase.

2.6.2 Elektrischer Widerstand von Formgedächtnislegierungen

2.6.2.1 Thermische Beeinflussung

Wie bereits im vorangegangenen Kapitel geschildert, ist der elektrische Widerstand maßgeblich von den Gitterstrukturen der einzelnen Phasen abhängig. Nachdem der Formgedächtniseffekt auf einer reversiblen Phasenumwandlung beruht, muss dieser auch einen signifikanten Einfluss auf den elektrischen Widerstand haben. Abbildung 2-24 zeigt die Ergebnisse für zwei Formgedächtnislegierungen exemplarisch über der Temperatur abgebildet.

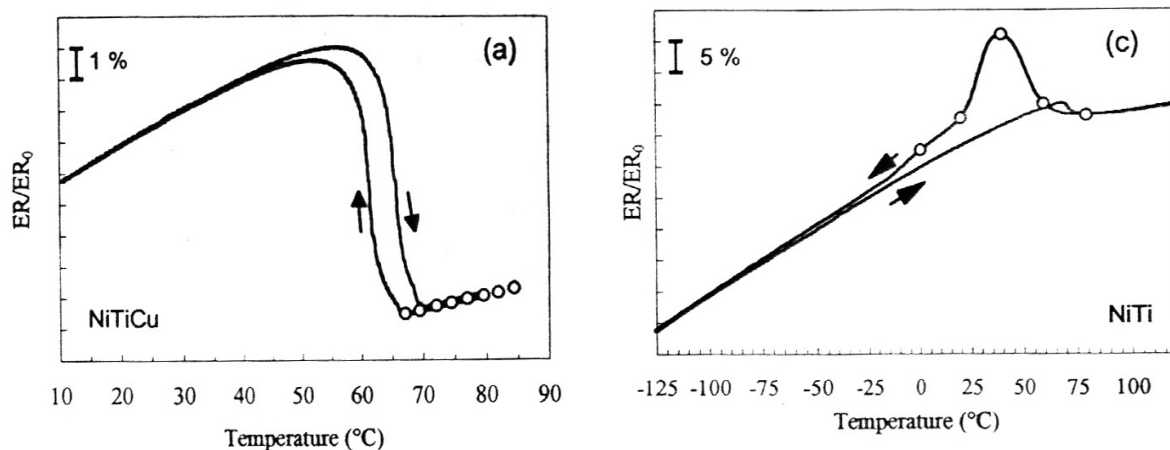


Abbildung 2-25: Normierter elektrischer Widerstand über der Temperatur für die Legierungen $Ni_{25}Ti_{50}Cu_{25}$ (a) und $NiTi$ (b) [21]

Abbildung 2-25 (a) zeigt das Verhalten des elektrischen Widerstandes der $Ni_{25}Ti_{50}Cu_{25}$ -Legierung und (b) das Verhalten der $NiTi$ -Legierung beim Erwärmen sowie beim Abkühlen der Legierung. Bei beiden Graphen erkennt man eine Hystere-

se, jedoch von unterschiedlicher Form. Airoidi [21] führt die unterschiedlichen Ausprägungen des Widerstandsverhaltens von NiTiCu und NiTi auf unterschiedliche Phasenumwandlungen zurück. Er stützt sich dabei auf bereits veröffentlichte Literatur. Diese berichtet bei NiTiCu von nur einer Phasenumwandlung (B2 nach B19'), während es bei reinen NiTi-Legierungen zu zwei Phasenumwandlungen komme (B2 nach R-Phase und R-Phase nach B19'). Es wird sogar davon ausgegangen, dass es bei den Phasenumwandlungen der NiTi-Legierung zu Überlappungen kommen kann. Die oben geschilderten Phasenumwandlungen werden in erster Linie von den einzelnen Legierungsarten und ihren Zusammensetzungen bestimmt. Abbildung 2-26 zeigt am Beispiel der NiTi-Legierung exemplarisch, wie groß der Einfluss der Zusammensetzung der Legierungspartner auf die Umwandlungstemperatur M_s ist.

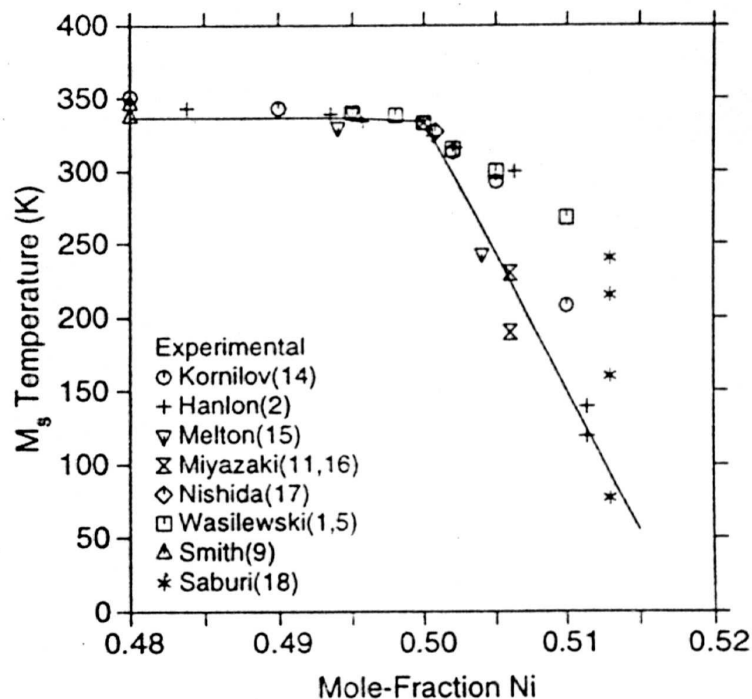


Abbildung 2-26: Umwandlungstemperatur M_s der NiTi-Legierung für unterschiedliche molare Anteile von Nickel [26]

2.6.2.2 Mechanische Beeinflussung

Neben der thermisch aktivierten Phasenumwandlung besteht bei FGL auch die Möglichkeit, die Phasenumwandlungen durch mechanische Spannungen herbeizuführen.

Hierbei handelt es sich um die so genannte spannungsinduzierte Phasenumwandlung, die ebenfalls einen Einfluss auf den Gesamtwiderstand der Legierung hat. Einen Aufschluss über das Verhalten des elektrischen Widerstandes bieten Zugversuche mit derselben Legierung bei unterschiedlichen, konstanten Temperaturen. Für den elektrischen Widerstand spielt die ursprüngliche thermisch eingestellte Phase eine zentrale Rolle [27] [28]. Zum besseren Verständnis der Versuche ist in Abbildung 2-27 der relative elektrische Widerstand über der Temperatur für die Legierung $\text{Ni}_{50,8}\text{Ti}_{49,8}$ abgebildet.

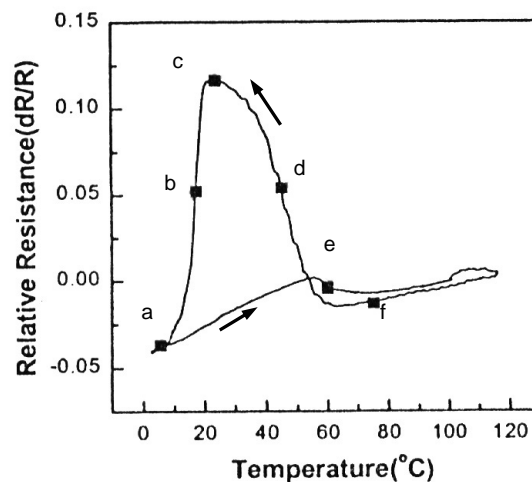


Abbildung 2-27: Elektrischer Widerstand über der Temperatur für $\text{Ni}_{50,8}\text{Ti}_{49,8}$ [27]

Die hier dargestellte Kennlinie besitzt die Umwandlungstemperaturen $M_s=19^\circ\text{C}$; $M_f=12^\circ\text{C}$; $A_s=55^\circ\text{C}$; $A_f=58^\circ\text{C}$ [27] und unterscheidet sich nur sehr gering von der an der Stelle [28] getesteten Legierung, welche die Umwandlungstemperaturen $M_s=22^\circ\text{C}$; $M_f=14^\circ\text{C}$; $R_s=40^\circ\text{C}$; $R_f=48^\circ\text{C}$; $A_s=55^\circ\text{C}$; $A_f=64^\circ\text{C}$ aufweist. Im Diagramm markieren die Buchstaben a bis f die jeweilige Ausgangssituation des Gefüges vor den Zugversuchen. Die genaue Beschreibung der Testverhältnisse ist aus Tabelle 2-1 zu entnehmen.

Versuch	a	b	c	d	e	f
Testtemperatur [$^\circ\text{C}$]	8	17	27	46	57	77
Verlauf der Probentemperatur [$^\circ\text{C}$]		80 \rightarrow 7	80 \rightarrow 27	80 \rightarrow 46	0 \rightarrow 57	80 \rightarrow 77
eingestellte Phase	M	M+R	R	R+A	M+A	A

Tabelle 2-1: Eingestellte Gefügezusammensetzungen für die nachfolgenden Zugversuche [28]

Die Versuche decken hierbei alle bekannten Phasen und ihre Phasenübergänge ab.

In Abbildung 2-28 sind die entsprechenden Kennlinien des elektrischen Widerstandes über der Dehnung dargestellt.

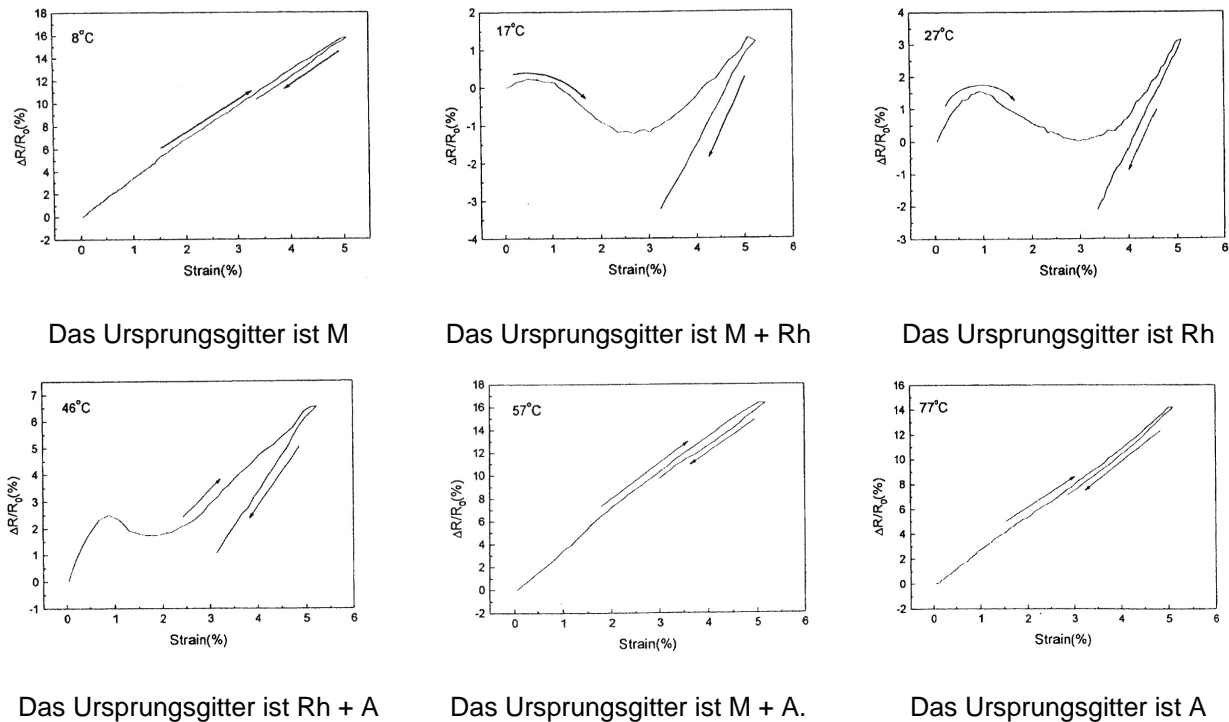


Abbildung 2-28: Untersuchungen an einer NiTi Legierung: elektrischer Widerstand über der Dehnung bei verschiedenen Temperaturen [28]

Die Zugversuche zeigen eine lineare Beziehung zwischen dem elektrischen Widerstand und der Dehnung auf, sofern keine R-Phase präsent ist (Probe a, e, f). Auf die Steigung der Widerstands-Kurven hat die Bildung von spannungsinduziertem Martensit bzw. die Neubildung des Martensits nur einen geringen Einfluss. Wenn jedoch eine R-Phase zu Beginn des Versuches vorhanden ist, kommt es zu einem großen Anstieg des elektrischen Widerstandes (Probe b, c, d).

3 Versuchsdurchführung

In der vorliegenden Arbeit soll die spannungsinduzierte Martensitbildung in SEFGL untersucht werden. Hierzu wird an ausgewählten Prüflingen mittels einer extern auf-gebrachten Kraft die spannungsinduzierte Martensitbildung eingeleitet. Dies erfolgt unter Variation verschiedener Parameter. Die dabei gewonnenen Erkenntnisse über das Kraft-Weg-Verhalten der geprüften Drähte geben Aufschluss über das mechanische Verhalten während der eingeleiteten Phasenumwandlung. Jedoch ist dieser eine Parameter nicht ausreichend für die genaue Beurteilung des Phasenumwandlungsverhaltens. Somit wird zur genaueren Beurteilung der Vorgänge der elektrische Widerstand herangezogen.

3.1 Material & Methoden

Für die Versuche sind drei verschiedene NiTi-Drähte mit unterschiedlichem Durchmesser zum Einsatz gekommen. Der Draht mit dem Durchmesser $d_0 = 0,201$ mm besitzt eine oxidierte Oberfläche (nachfolgend als Legierung A bezeichnet), während der Draht mit dem Durchmesser $d_0 = 0,308$ mm blank geätzt ist (nachfolgend als Legierung B bezeichnet). Als Legierung C kommt eine Standardlegierung für Hochtemperaturanwendungen zum Einsatz. Die genauen Materialdaten zeigt Kapitel 4.

3.1.1 Zugprüfstand

Um definierte Dehnungsparameter zu gewährleisten, kam der Zugprüfstand Z2.5 der Firma *Zwick/Roell* zum Einsatz. Die Steuerung und Auswertung des Prüfstandes erfolgte mit der Prüfsoftware *testXpert 9.0* derselben Firma.

Neben den Standardmesskanälen für die Zugkraft und die Traversenposition besitzt der Prüfstand zwei analoge Messeingänge, die bei der in Kapitel 3.1.1.2 beschriebenen Widerstandsmessung zum Einsatz kommen. Mit ihnen können analoge elektrische Spannungen zeitgleich mit der Traversenposition und der Prüfkraft erfasst werden.

3.1.1.1 Mechanik

Die auf den Draht ausgeübte Kraft wird in der Materialprüfsoftware *testXpert* von *Zwick/Roell* als „Standardkraft“ F bezeichnet. Nach der Normierung der so genann-

ten Standardkraft durch die Querschnittsfläche der Probe erhält man die mechanische Spannung σ .

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

Es ist üblich, die Verlängerung der Probe Δl auf ihre ursprüngliche Länge l_0 zu beziehen, hierbei erhält man die Dehnung ε :

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

In der Prüfsoftware wird die Verlängerung der Probe Δl als „Standardweg“ bezeichnet.

3.1.1.2 Elektronik

Die Messung des elektrischen Widerstandes des Probendrahtes erfolgte mit der in Abbildung 3-1 dargestellten 4-Punkt-Schaltung.

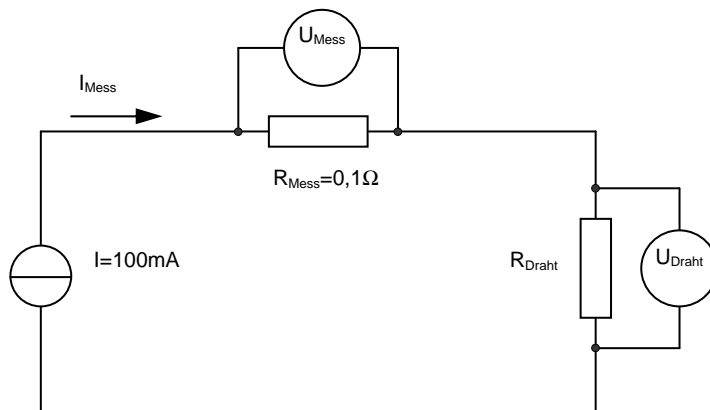


Abbildung 3-1: Versuchsaufbau zur Messung des elektrischen Widerstandes R_{Draht} mittels Messwiderstand

Die Messschaltung (bestehend aus dem Messwiderstand R_{Mess} und dem Widerstand des Probendrahtes R_{Draht}) wird von einer Konstantstromquelle mit 100 mA gespeist. Der durch die Schaltung fließende Strom erzeugt an den einzelnen Widerständen jeweils einen Spannungsabfall. Die Spannung U_{Mess} am Messwiderstand und die Spannung U_{Draht} an der Probe werden über hochohmige Analogeingänge am Zugprüfstand registriert.

Über

$$R_{\text{Draht}} = \frac{U_{\text{Draht}}}{I_{\text{Meß}}} \quad \text{wobei} \quad I_{\text{Meß}} = \frac{U_{\text{Meß}}}{R_{\text{Meß}}}$$

errechnet die Software über die Spannungen und den Messwiderstand R_{Mess} den gesuchten elektrischen Widerstand R_{Draht} .

Somit lässt sich der elektrische Widerstand direkt berechnen:

$$R_{\text{Draht}} = \frac{U_{\text{Draht}}}{U_{\text{Meß}}} \cdot R_{\text{Meß}}$$

Mit

$$\rho = R \cdot \frac{d_0^2 \cdot \pi \cdot l_0}{4} \cdot \frac{1}{l^2} \quad \text{und} \quad l = l_0 + \Delta l$$

lässt sich der spezifische elektrische Widerstand im unverformten Ausgangszustand berechnen.

Die elektrische Leistung P berechnet sich aus dem Strom I und der Spannung U wie folgt:

$$P = U \cdot I$$

Somit erhält man:

$$P_{\text{VDraht}} = I_{\text{Meß}}^2 \cdot R_{\text{Draht}}$$

Der SEFGL Draht mit dem kleinsten Querschnitt besitzt den Durchmesser $d_0 = 0,201\text{mm}$ und die Länge $l = 100\text{ mm}$. Vorversuche ergaben einen maximalen elektrischen Widerstand von ca. $4\ \Omega$ bei einer Dehnung von $7\ \%$. Man erhält damit eine Verlustleistung P_V von 40 mW . Eine thermische Drift des Widerstandes aufgrund einer Erwärmung des Drahtes ist daher nicht zu erwarten. Weil der Messwiderstand R_{Mess} mit $0,1\ \Omega$ einen 40-mal kleineren Widerstand als der Draht aufweist, ist seine Verlustleistung ebenfalls zu vernachlässigen.

3.1.2 Difference - Scanning - Calorimetry

Für die Beurteilung der Widerstandsmessungen an den Formgedächtnislegierungen ist die jeweils vorhandene Zusammensetzung der Phase von zentraler Bedeutung. Die Difference - Scanning - Calorimetry (kurz: DSC) ermöglicht die Bestimmung der Phasenumwandlungstemperaturen von den Legierungen A, B und C. Aus den Umwandlungstemperaturen lassen sich danach auch die jeweils vorhandenen Phasen ableiten.

3.1.2.1 Messeinrichtung zur Thermoanalyse

Zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen wurde eine Meßeinrichtung der Firma *Netzsch* eingesetzt. Am Thermoanalyseprozessor ist zusätzlich ein PC angeschlossen, der über die Programme *NETSCH Messung Version 4.1* und *NETSCH Proteus - Thermal Analysis Version 4.1* verfügt. Während das Programm *NETSCH Messung* zur Steuerung des Prüfprozesses dient, kommt das Programm *Netsch Proteus - Thermal Analysis* bei der Auswertung zum Einsatz.

3.1.2.2 Die DSC-Meßzelle

Der Aufbau einer DSC-Meßzelle ist in Abbildung 3-2 in einer vereinfachten Schnittzeichnung abgebildet.

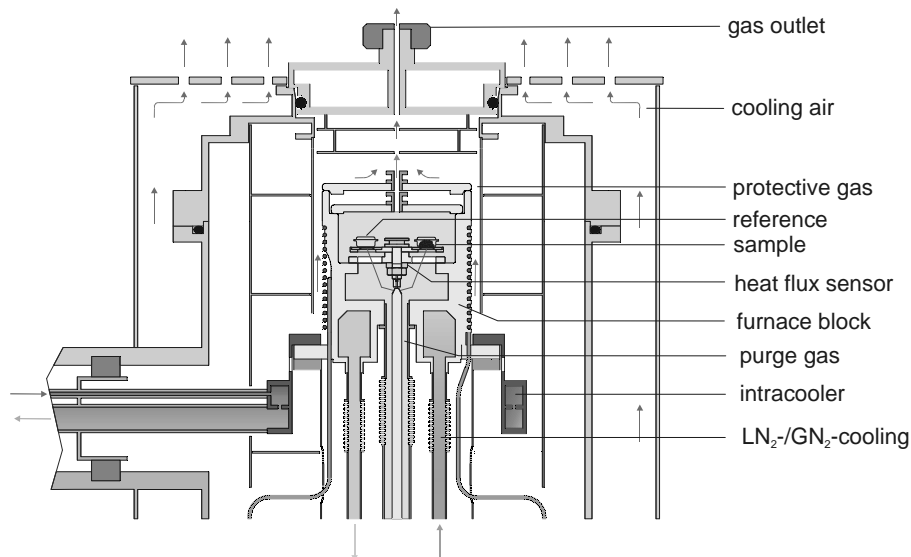


Abbildung 3-2: Vereinfachte Schnittzeichnung durch eine DSC-Messzelle [17]

Die DSC-Messzelle besteht im Prinzip aus einer Ofenkammer, die durch Heizdrähte erwärmt und mittels eines Kühlmediums gekühlt werden kann. Als Kühlmedium dient Stickstoff. Die Temperaturregelung des Ofens erfolgt über einen in der Wand liegenden Platin-Temperaturfühler. Im Ofen befindet sich der DSC Messsensor, auf dem der Proben- und der Referenztiegel sitzen. Falls für einen Versuch eine bestimmte Atmosphäre notwendig ist, kann über den Spülgaseintritt das entsprechende Gas zugeführt werden.

3.1.2.3 Messprinzip der DSC-Analyse

In DIN 1005 wird die hier geschilderte Messanordnung als „Dynamische Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie“ bezeichnet. Wie aus Abbildung 3-2 erkennbar ist, befinden sich die Proben- und die Referenzmessstelle in einer Zwillingsanordnung im Ofen. Bei einer Messung werden die Proben gemeinsam einem Temperaturprogramm ausgesetzt. Hierbei fließt ein Wärmestrom vom Ofen über einen definierten Wärmewiderstand zur Proben- bzw. Referenzseite. Das Gerät misst den Wärmestrom zu beiden Messstellen getrennt. Aus der Differenz der beiden Wärmeströme errechnet sich der Wärmestrom zur Probe. Durch die Integration des Wärmestromes über der Zeit erhält man den Wärmeumsatz bzw. die Enthalpieänderung der Probe.

3.2 Versuchsschlüssel

Tabelle 3-1 beschreibt den Versuchsschlüssel:

Code		Bemerkung
1 Buchstabe	Legierung	A: NiTi mit $d_0 = 0,201\text{mm}$ B: NiTi mit $d_0 = 0,308\text{mm}$ C: NiTi mit $d_0 = 0,21\text{mm}$
3 Ziffern	Einspannlänge der SEFGL in [mm]	bei allen Versuchen 100 mm
2 Ziffern	max. Längung des Drahtes * 10 in [mm]	
3 Ziffern	Dehnungsgeschwindigkeit des Drahtes in [mm/min]	
2 Ziffern	Schrittweite zwischen zwei Haltepunkten * 0,1 in [mm]	Angabe in 0,1 mm; alle Versuche ohne Haltepunkt werden mit 00 gekennzeichnet
2 Ziffern	Haltezeit in [s]	
#1 Ziffer	Versuchsnummer	Bei mehrfacher Wiederholung des Versuchszyklus wird der Code mit #<von> - #<bis> ergänzt.

Tabelle 3-1: Versuchsschlüssel der Dehnversuche mit SEFGL

Das nachfolgende Beispiel soll den Versuchsschlüssel nochmals verdeutlichen.

A100-80-010-05-10 #2:

Der Versuch wird mit einer 100 mm langen Probe mit $d_0 = 0,201\text{ mm}$ durchgeführt. Die maximale Dehnung ist $80/100\text{mm/mm} = 8\%$, die Dehngeschwindigkeit beträgt 10 mm/min, alle 0,5 mm wurde die weggesteuerte Dehnung für 10 Sekunden angehalten. Der Versuch ist zum zweiten Mal mit einer neuen Probe durchgeführt worden.

4 Ergebnisse

Nachfolgend sind die Versuche und deren Ergebnisse näher beschrieben.

Für die Versuche kommen drei verschiedene Drähte zum Einsatz (weiterhin als Legierungen A, B und C bezeichnet). Die technischen Daten der Legierungen A und B sind der Tabelle 4-1 und Tabelle 4-2 zu entnehmen.

Chemische Zusammensetzung				
	Ni [wt-%]	Ti [wt-%]	C [ppm]	O [ppm]
nominell (Herstellerangabe)	56,01	43,99	<400	<400
PUT Gußzustand.[°C]	A _{peak} :-12°C			
Warmumformen	Rundwalzen			
Kaltumformen	Ziehen			
Umformgrad	k.A.			
Wärmebehandlung	geradegeglüht			
Ofentyp	Rohröfen			
Umgebungsmedium	Luft			
Oberflächenbehandlung	keine (Oxid)			
Sonstige Eigenschaften				
Geometrie	Außendurchmesser		201µm	
	Länge		50 m	
Mech. Eigenschaften	Zugfestigkeit		1573 Mpa	
	Bruchdehnung		14 %	
	Plateauspannung		k.A.	
	plast. Dehnung		k.A.	
Active A _f			13 °C	
Wasserstoffgehalt			k.A.	
LOT #			IC-#0100	

Tabelle 4-1: Technische Daten Legierung A

Chemische Zusammensetzung				
	Ni [wt-%]	Ti [wt-%]	C [ppm]	O [ppm]
nominell (Herstellerangabe)	56,01	43,98	<500	<500
PUT Gußzustand.[°C]	A _{peak} :-12°C			
Warmumformen	Rundwalzen			
Kaltumformen	Ziehen			
Umformgrad	ca. 40 %			
Wärmebehandlung	geradegeglüht			
Ofentyp	Rohrofen			
Umgebungsmedium	Luft			
Oberflächenbehandlung	geätzt (blank)			
Sonstige Eigenschaften				
Geometrie	Außendurchmesser		308µm	
	Länge		50 m	
Mech. Eigenschaften	Zugfestigkeit		1433 Mpa	
	Bruchdehnung		15 %	
	Plateauspannung		k.A.	
	plast. Dehnung		k.A.	
Active A _f				
Wasserstoffgehalt			k.A.	
LOT #			IC-#0351	

Tabelle 4-2: Technische Daten Legierung B

Legierung C ist eine Standardlegierung für Hochtemperaturanwendungen. Die A_f-Temperatur wird vom Lieferanten *Memory-Metalle GmbH* auf 95 °C bis 110 °C ange-

geben. Das Haupteinsatzgebiet der Legierung liegt bei Aktor-Anwendungen, deren Wärmezufuhr über elektrische Energie (zum Teil auch über kochendes Wasser) erfolgt. Die Legierung besitzt etwa 49,6 bis 49,4 % Ni. Der Durchmesser beträgt 0,21 mm.

4.1 Vorversuch

Das Ziel ist es, einen allgemeinen Überblick über das mechanische Verhalten der vorliegenden SEFGL zu erhalten. Ein besonderes Augenmerk wird hier auf die maximale Dehnung ε_{\max} gelegt, bei der die Spannung σ nach dem Kraftplateau wieder ansteigt.

Abbildung 4-1 zeigt den Kraft-Dehnungsverlauf des Belastungs-Entlastungs-Kreisprozesses von Versuch A100-85-010-00-05. Es ist die Dehnungskraft F (vgl. mechanische Spannung $\sigma = \frac{F}{A_0}$) über der Dehnung ε aufgetragen.

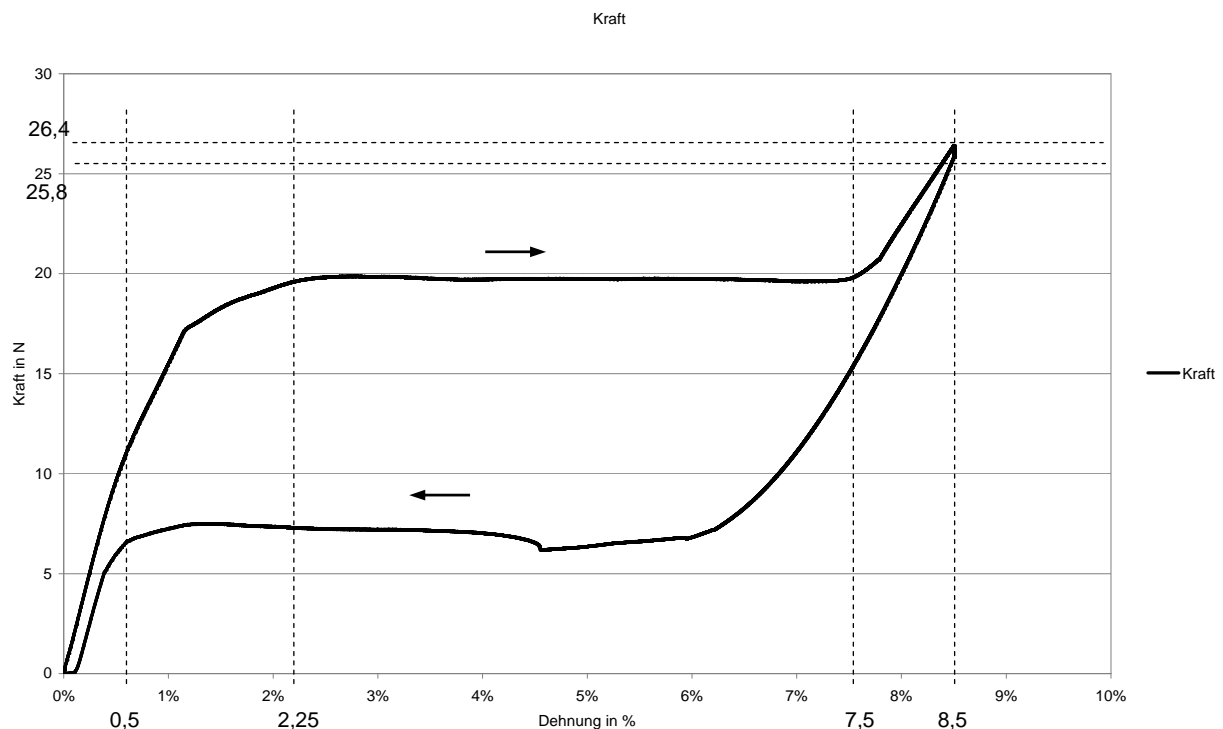


Abbildung 4-1: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05

Der Vorversuch wurde gemäß des Versuchsschlüssels (siehe 3.2) durchgeführt. D.h. für die Legierung A: 8,5 % Dehnung, 10 mm/min Dehngeschwindigkeit, keine Zwi-

schenstopps und eine Haltezeit von 5 sec. Der Testzyklus beginnt im Ursprung mit dem positionsgeregelten Dehnvorgang. Im ersten Bereich steigt die gemessene Kraft F proportional zur Dehnung. Oberhalb von 0,5 % Dehnung ändert sich die Steigung der Geraden und geht bei ca. 2,25 % Dehnung in ein Kraftplateau über. Zwischen 2,25 und 7,5 % bleibt die gemessene Kraft F konstant. Oberhalb von $\varepsilon = 7,5$ % steigt die Kraft wieder an. Die Plateau-Kraft beträgt ca. 20 N, was einer mechanischen Spannung von $\sigma = 630 \text{ N/mm}^2$ entspricht. Bei der Dehnung $\varepsilon = 8,5$ % wird der Vorgang positionsgeregelt für 5 Sekunden unterbrochen. Während der Unterbrechung kommt es zu einer Rückstellung der Kraft F von 26,4 auf 25,8 N. (In der hier gewählten Darstellung ist dies als senkrechte Linie zu erkennen).

Anschließend wird die Dehnung der Probe wieder positionsgeregelt zurückgenommen. Der gesamte Vorgang erfolgt dabei bei einer konstanten Geschwindigkeit.

Zur besseren Verständlichkeit wird im weiteren Verlauf der Arbeit der Vorgang des Zurücknehmens der Dehnung mit „Entlastung“ bezeichnet, der Vorgang zunehmender Dehnung mit „Belastung“.

Bei der Entlastung fällt die Kraft bis zu einer Dehnung ε von 6 % stark ab und mündet in einem unteren Plateau. Die untere Plateaukraft beträgt ca. 7 N. Das entspricht einer mechanischen Spannung σ von 220 N/mm^2 . Bei 4,5 % Dehnung fällt ein Anstieg der Kraft um ca. 1 N auf. Unterhalb von 0,5 % Dehnung geht das Kraftplateau in einen linear sinkenden Bereich über. Nach Beendigung des Versuches bleibt eine permanente Verformung ε von ca. 0,1 % zurück.

Hierbei zeigt sich eine signifikante Unterteilung des Prozesses in verschiedene Bereiche des Kraft-Dehnungs-Verhaltens eines SEFGL. Dieses Verhalten ist nicht mit den Kraft-Dehnungs-Diagrammen herkömmlicher metallischer Legierungen zu vergleichen und wird im Folgenden als Grundlage zur Beurteilung der spannungsinduzierten Phasenumwandlung in SEFGL herangezogen. Zur Erklärung der beobachteten Effekte werden in den nachfolgenden Kapiteln die Ergebnisse verschiedener Versuchsreihen dargestellt und erläutert.

In Abbildung 4-2 ist die Kennlinie des bereits in Abbildung 4-1 gezeigten Versuchs über der Zeit aufgetragen. Neben dem Kraftverlauf ist der Verlauf der Dehnung der Probe über der Prüfzeit abgebildet.

Betrachtet man den Zeitraum von 52 bis 57 s, welcher der in Abbildung 4-1 dargestellten Kennlinie an der Position 8,5 % entspricht, zeigt sich die Krafrückstellung (durch die Betrachtung über der Zeit) nicht als ein spontaner Effekt, sondern als eine von der Zeit abhängige Funktion.

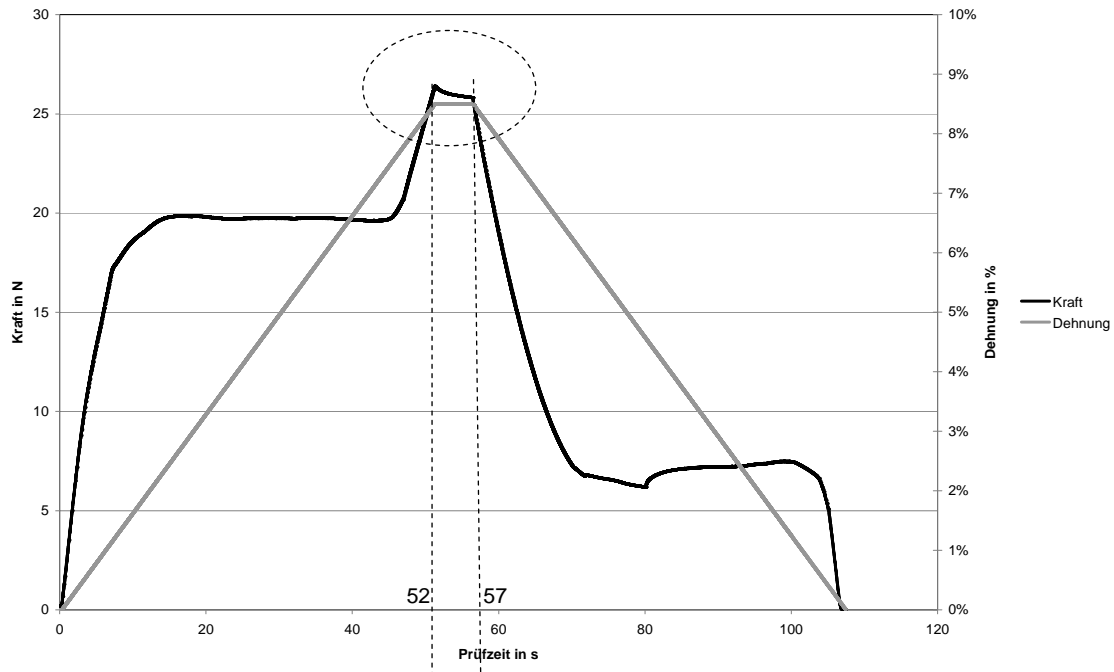


Abbildung 4-2: Kraft-Ablauf-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05

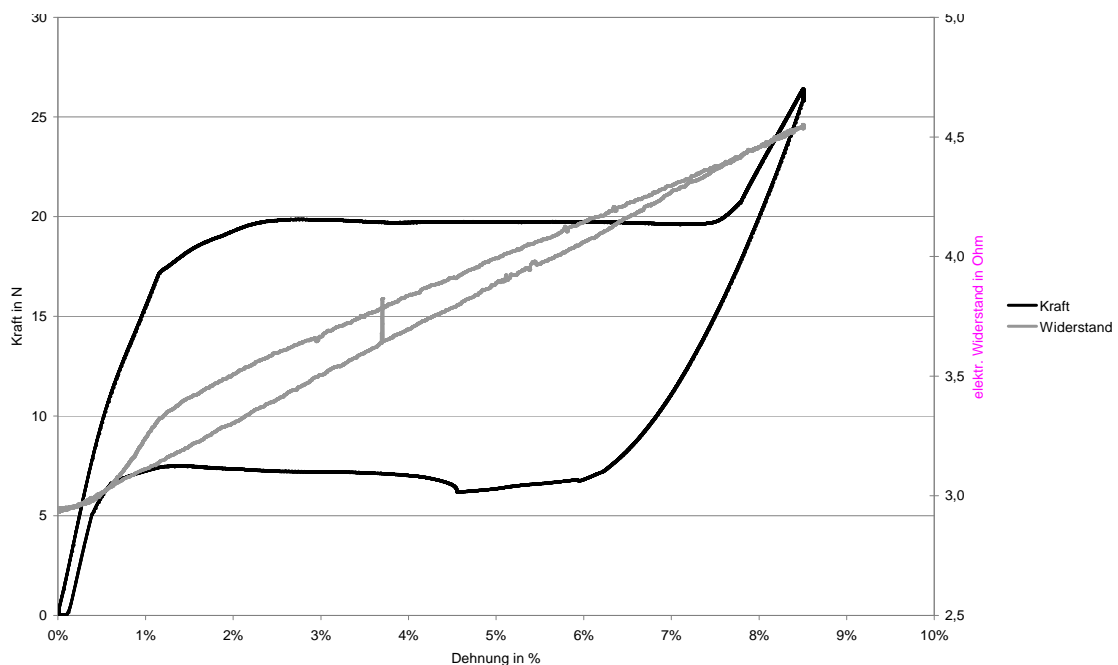


Abbildung 4-3: Widerstand-Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05

Abbildung 4-3 zeigt die Kraft und den elektrische Widerstand über der Dehnung. Ebenso wie der Kraftverlauf ist der Verlauf des elektrischen Widerstandes in verschiedenen Bereiche einzuteilen. Die Differenzierung der einzelnen Bereiche durch unterschiedliche Steigungen der Bereichsgeraden (idealisierte Betrachtung) ist an denselben Positionen wie bei der Kraftkennlinie zu verzeichnen.

Der elektrische Widerstand erhöht sich nicht linear, wie es aus dem Dehnvorgang eines Materials mit konstantem spezifischem elektrischem Widerstand resultieren müsste. Daher ist ein veränderlicher, den einzelnen Bereichen zuordenbarer, spezifischer elektrischer Widerstand anzusetzen. Unterschiede des spezifischen Widerstandes in dieser Größenordnung sind auf verschiedene Gefügestrukturen zurückzuführen.

Die Parallelen der Anomalien von mechanischer Kraft und elektrischem Widerstand über der Dehnung bilden die Voraussetzung der Untersuchung des Phasenumwandlungsverhaltens.

4.2 Geschwindigkeitsabhängiges Verhalten

Durch Variation der Dehngeschwindigkeiten werden die Abhängigkeiten der Kraft und des elektrischen Widerstandes von der Verformungsgeschwindigkeit untersucht. Im Bereich von 1 bis 10 mm/min wird die Dehngeschwindigkeit um 1 mm/min schrittweise erhöht, zwischen 10 und 100 mm/min erfolgt dies um 10 mm/min. Um Einflüsse einer erstmaligen Aktivierung der spannungsinduzierten Martensitbildung auszuschließen, wurde für jeden Versuch eine neue Probe verwendet.

Alle nachfolgenden Versuche beschränken sich nur auf den elastischen und superelastischen Bereich.

In Abbildung 4-4 ist exemplarisch der Versuch mit der Dehngeschwindigkeit $dl/dt = 1$ mm/min gezeigt.

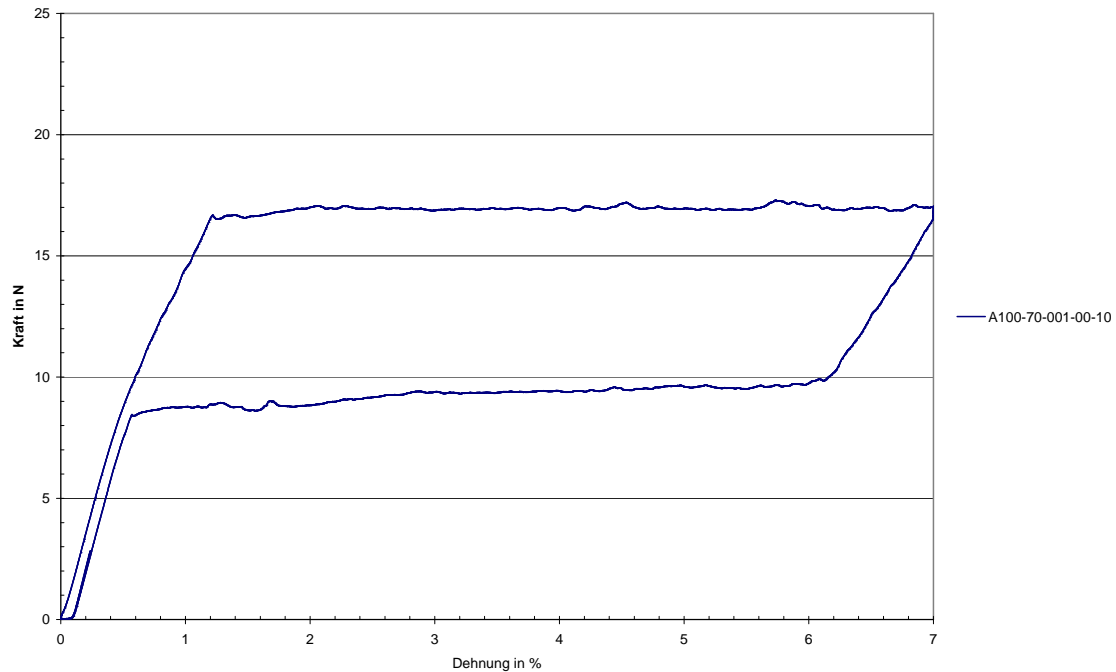


Abbildung 4-4: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-001-00-10

Wiederum ist die Unterteilung der Kennlinie in signifikante Bereiche zu erkennen. Die Plateaukraft zeigt einen sehr konstanten Verlauf bei ca. 17,3 N – was einer mechanischen Nennspannung σ von 545 N/mm^2 entspricht.

Abbildung 4-5 zeigt eine Gegenüberstellung der Zugkräfte über der Dehnung bei verschiedenen Dehngeschwindigkeiten.

Zu Beginn der Versuche verlaufen alle Graphen linear und parallel. Es zeigt sich jedoch eine starke Abhängigkeit zwischen der gewählten Dehngeschwindigkeit und der Höhe des Kraftplateaus. Mit steigender Dehngeschwindigkeit steigt die obere Plateaukraft. Über der Dehngeschwindigkeit $dl/dt = 10 \text{ mm/min}$ kommt es zu Unstetigkeiten im Kraftverlauf, wobei die maximale Plateaukraft nicht über 22,2 N steigt. Das entspricht einer maximalen Zugspannung σ von 700 N/mm^2 . Bei der Dehnung von 7 % werden alle Dehnvorgänge positionsgeregelt angehalten. Hierbei gehen die jeweiligen Kräfte unabhängig von der gewählten Dehngeschwindigkeit auf ein und denselben Wert zurück.

Auffällig ist die Abhängigkeit des Entlastungsplateaus von der Dehngeschwindigkeit. Hier sinkt die Kraft im Gegensatz zur Belastungskennlinie. Ebenfalls sind hier Unstetigkeiten im Kraftverlauf für die Kennlinien 50 und 90 mm/min zu beobachten.

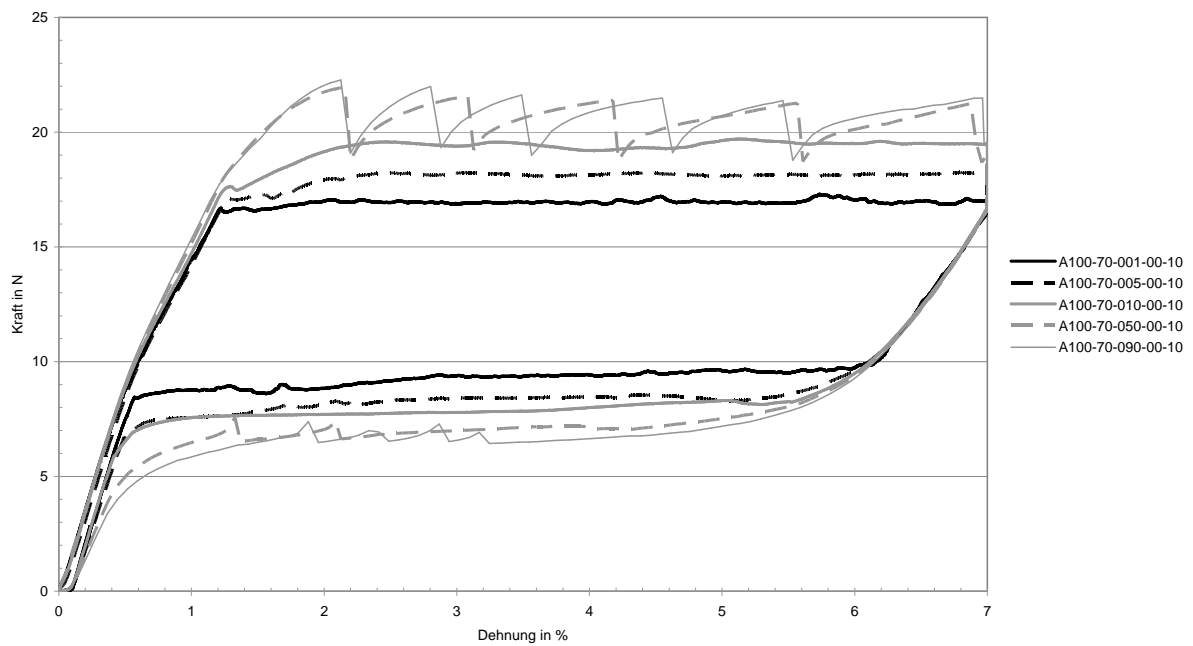


Abbildung 4-5: Ausgewählte Kurven im Kraft-Dehnungs-Diagramm der Versuche A100-70-...-00-10, dl/dt = 1, 5, 10, 50, 90 mm/min

Unabhängig von der Dehngeschwindigkeit stellt sich eine bleibende Verformung ein. Abbildung 4-6 zeigt dies exemplarisch für eine Geschwindigkeit.

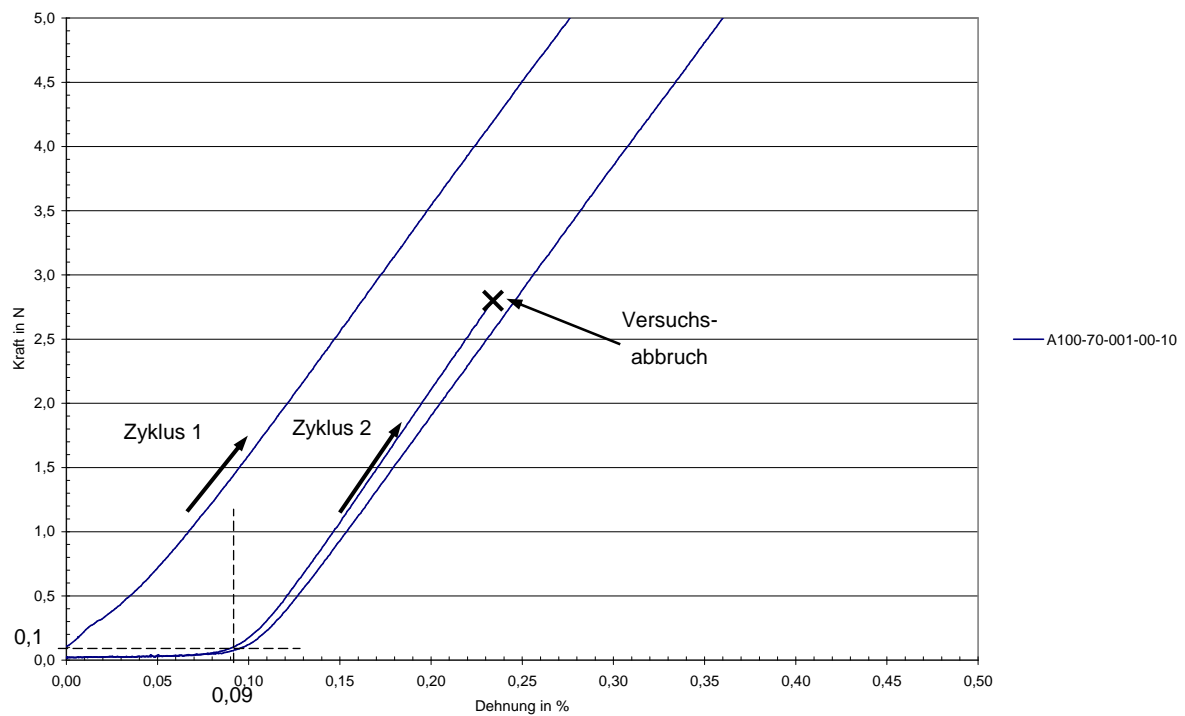


Abbildung 4-6: Ausschnitt des Kraft-Dehnungs-Diagrammes der Versuche A100-70-001-00-10

Die beobachteten Unstetigkeiten stellen sich ähnlich wie das ruckartige Verhalten während der plastischen Verformung von Ni-Basislegierungen dar. Hierbei handelt es sich um den *Portevin-Le Chatalier-Effekt*: ein ruckartiges Fließen, das durch das Wechselspiel von Verformung und Reckalterung entsteht und auf dem Einfluss gelöster Fremdatome (FA) beruht. Bei diesem Effekt sind mehrere Spannungsspitzen, (Streckgrenzen) hintereinander gereiht. Bei jeder neuen Streckgrenze läuft ein Lüders-Band durch einen anderen Bereich des Kristalls. Wie beim Streckgrenzeneffekt laufen die ersten Versetzungen (VS) jeweils an einer Oberflächenstufe los. Danach multiplizieren sich die Versetzungen, und es tritt eine Geschwindigkeitsverringering ein. Dabei wird die Versetzung wieder durch die Fremdatomwolke eingefangen und verankert. Das erste Lüders-Band ist gegenüber dem restlichen Kristall mehr verfestigt, und deshalb wird die weitere Verformung nach einem kurzen Spannungsanstieg in einem benachbarten Kristallbereich weitergehen. Deshalb breiten sich im Gegensatz zur Streckgrenze die Lüders-Bänder nicht über den gesamten Kristall aus.

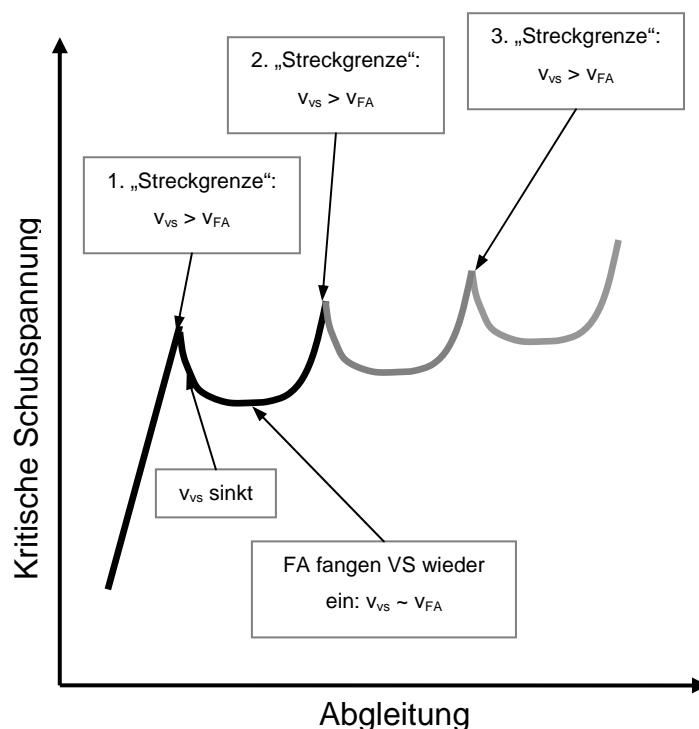


Abbildung 4-7: Portevin-Le Chatalier-Effekt [33]

Zur genaueren Betrachtung der Unstetigkeiten im Kraftplateau des Belastungsvorganges wird dieser über der Zeit dargestellt (Abbildung 4-8).

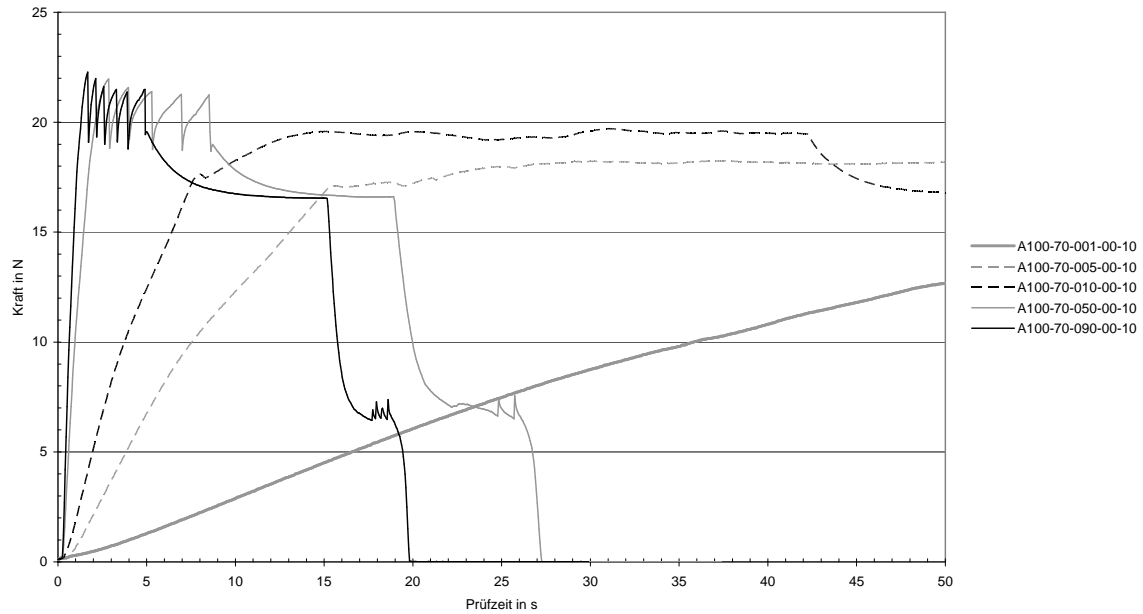


Abbildung 4-8: Ausgewählte Kurven der Versuche A100-70-...-00-10, $dl/dt = 1, 5, 10, 50, 90$ mm/min

Diese Unstetigkeiten weisen am Ende der Unstetigkeit ein sehr schnelles Abfallen der Kraft bis auf ein einheitliches Kraftniveau auf.

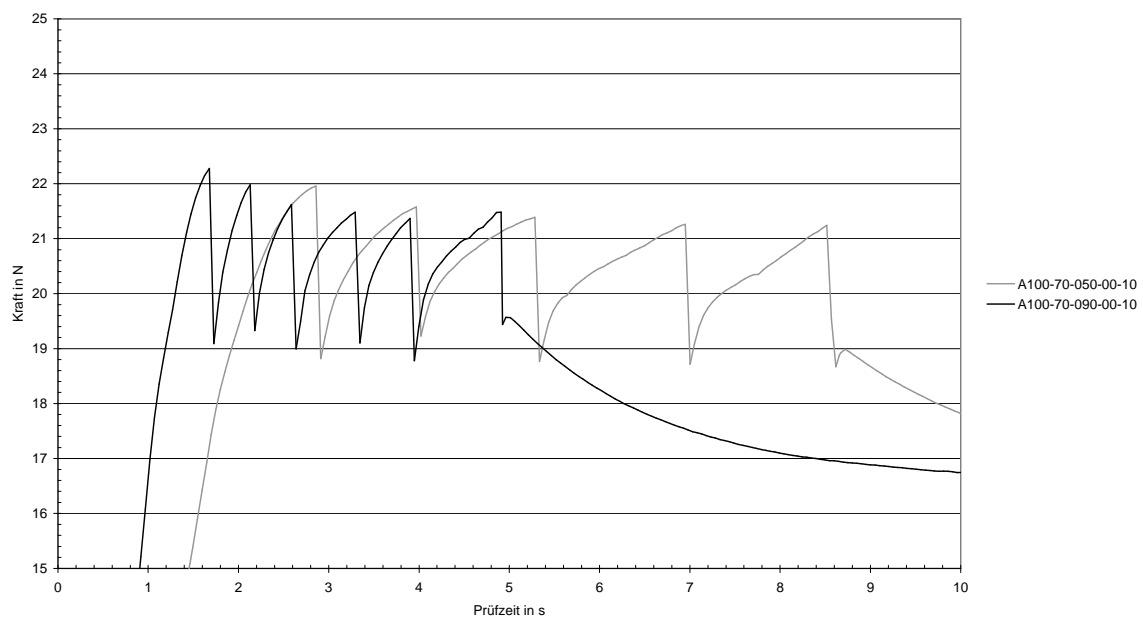


Abbildung 4-9: Ausgewählte Kurven der Versuche A100-70-...-00-10, $dl/dt = 50, 90$ mm/min, (Ausschnitt von Abbildung 4-8)

Am Ende des Belastungsvorganges ist jedoch ein exponentieller Abbau der Kraft zu verzeichnen. Zur genaueren Betrachtung dieses Effektes wird in weiterführenden Untersuchungen die Unstetigkeit gezielt eingeleitet.

Trägt man die maximale Plateauspannung über der Dehngeschwindigkeit auf, so erkennt man unabhängig vom Probendurchmesser einen Anstieg der Plateauspannung mit zunehmender Dehngeschwindigkeit für den Bereich (a) in Abbildung 4-10.

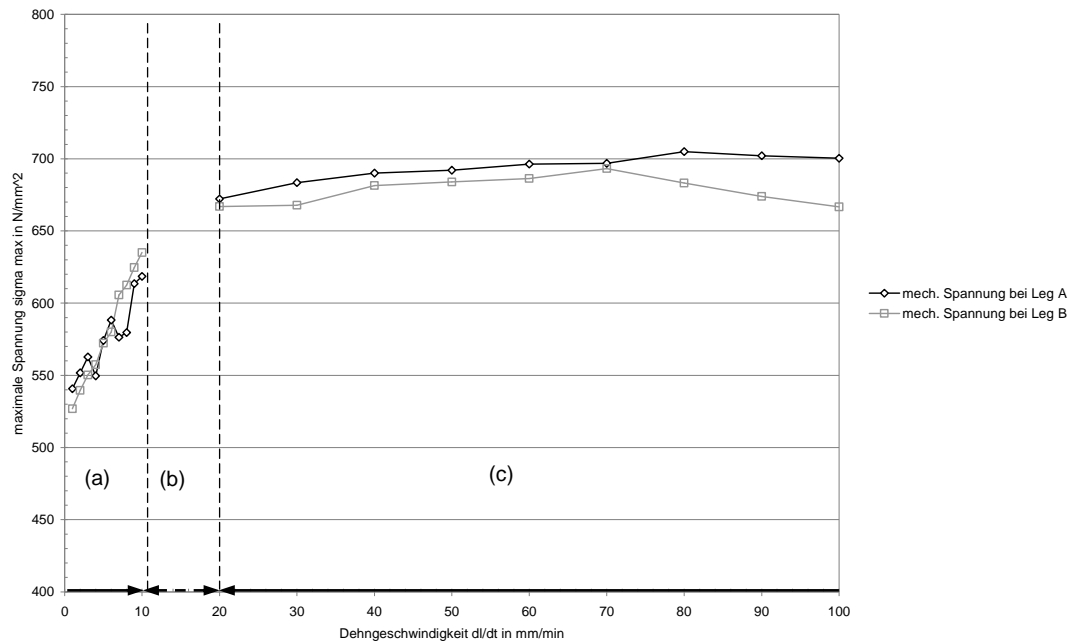


Abbildung 4-10: Die maximale mechanische Spannung über der Dehngeschwindigkeit von den Versuchen A100-70-...-00-10 und B100-70-...-00-10

Ab einer Dehngeschwindigkeit dl/dt von 20 mm/min ist die maximale Plateauspannung nahezu konstant (Abbildung 4-10 (c)). Die Kraftabfälle verhindern ein weiteres Ansteigen der Plateaukraft. Das Verhalten im Bereich (b) kann mit den vorliegenden Ergebnissen nicht beschrieben werden.

4.2.1 Vergleich mit elektrischem Widerstand

Wie schon in Kapitel 4.1 dargestellt, werden im Folgenden die Verläufe und Ereignisse des Dehnvorganges (dargestellt durch die Kraftkennlinie) mit dem elektrischen Widerstand in Verbindung gebracht.

Hierzu wird der relative elektrische Widerstand R/R_0 mit der Kraftkennlinie verglichen. R_0 ist hierbei der Widerstand des Probendrahtes im unbelasteten Zustand bei Raumtemperatur.

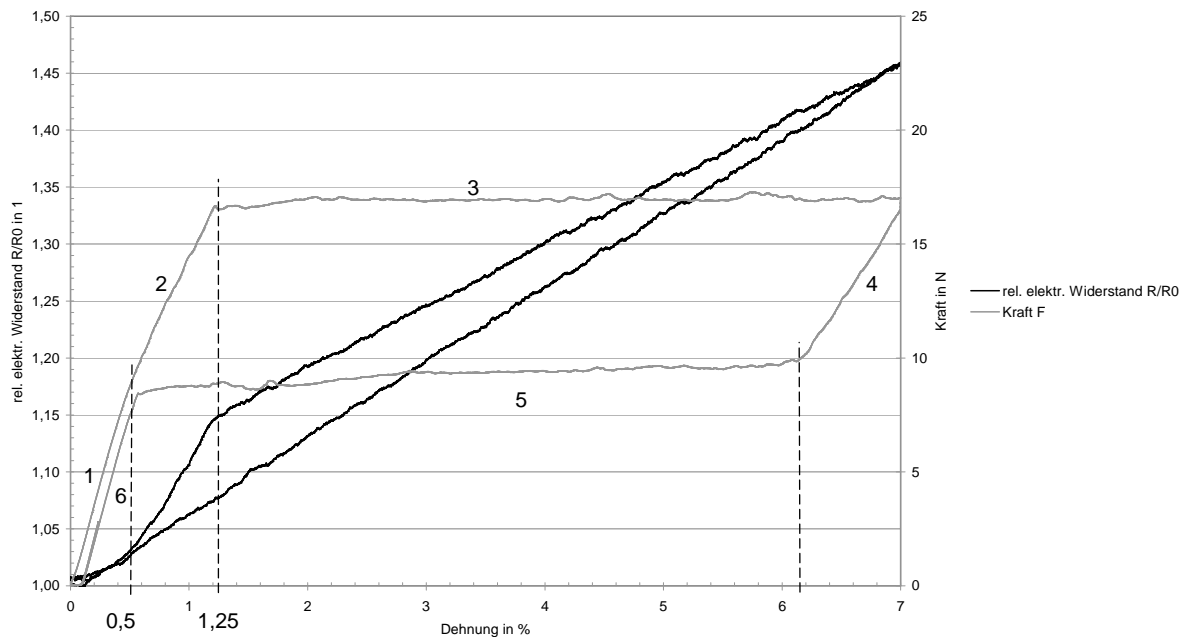


Abbildung 4-11: Gegenüberstellung des elektrischen Widerstandes und der Kraft über der Dehnung bei Versuch A100-70-001-00-10

Ebenso wie für den Kraftverlauf hat auch hier die Phasenumwandlung einen Einfluss auf das Verhalten des elektrischen Widerstandes der SEFGL. In Abbildung 4-11 ist der relative elektrische Widerstand und die Prüfkraft über der Dehnung des 1 mm/min Versuches abgebildet.

Abbildung 4-12 zeigt zum Vergleich den 50 mm/min Versuch.

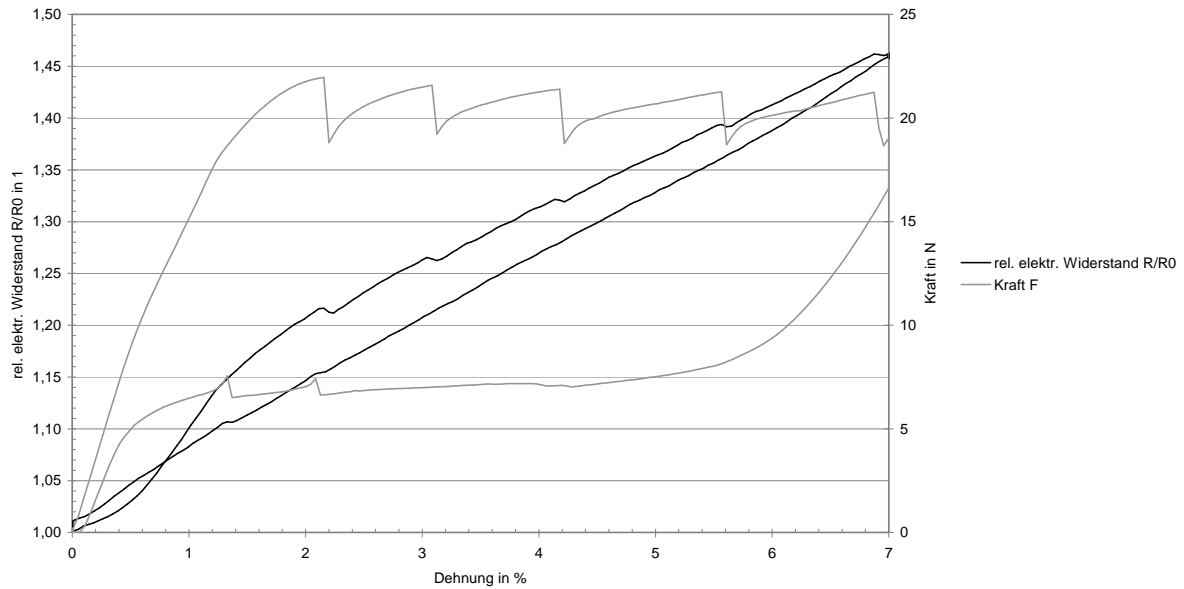


Abbildung 4-12: Gegenüberstellung des relativen elektrischen Widerstandes und der Kraft über der Dehnung bei Versuch A100-70-050-00-10

Der elektrische Widerstand reagiert auf jeden spontanen Krafteinbruch. Eine sinkende Kraft in der Kurve zunehmender Dehnung hat einen sinkenden Widerstand, und eine steigende Kraft in der Kurve abnehmender Dehnung hat eine Unterbrechung der Abnahme des elektrischen Widerstandes zur Folge.

Der Vergleich zwischen dem theoretischen Verlauf des elektrischen Widerstandes bei Volumenkonstanz und den tatsächlich gemessenen Werten zeigt eine starke Überhöhung des elektrischen Widerstandes (Abbildung 4-13).

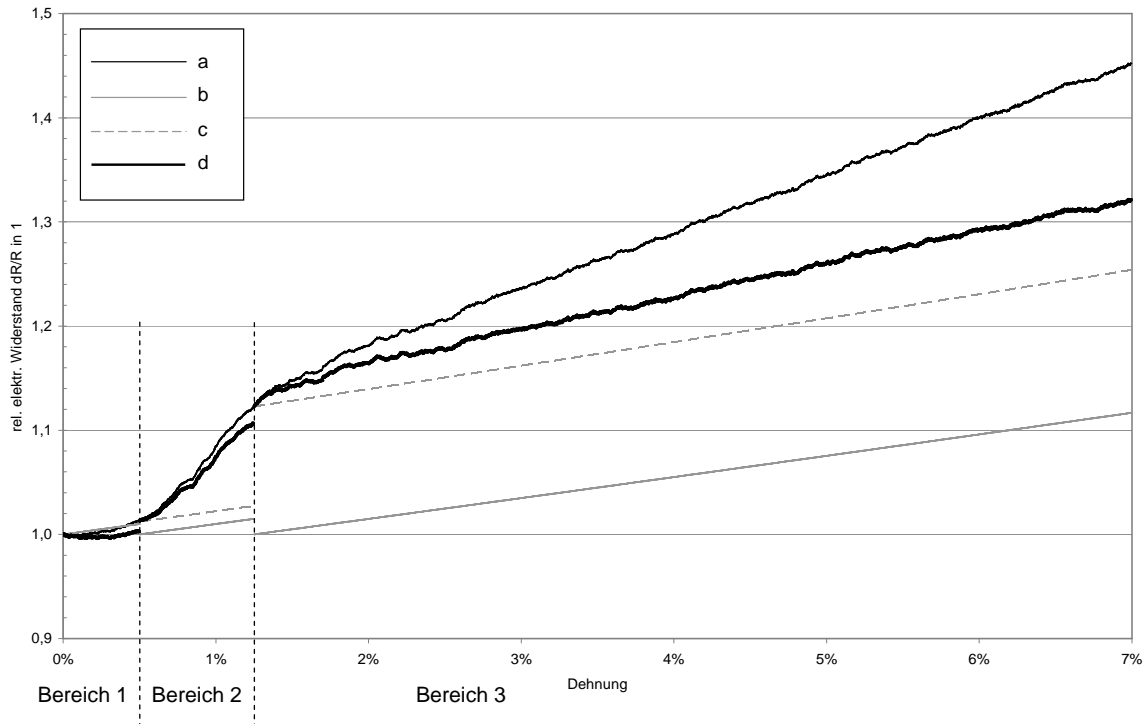


Abbildung 4-13. Gegenüberstellung des theoretischen Verlaufs des elektrischen Widerstandes R (für eine einphasige, volumenkonstante Legierung) und der tatsächlichen Werte

Neben dem tatsächlichen Verlauf des relativen elektrischen Widerstandes (a) ist jeweils der theoretische Verlauf für Volumenkonstanz (b), der angepasste theoretische Verlauf für Volumenkonstanz (c) und die Differenz (d) zwischen dem tatsächlichen Verlauf (a) und dem theoretischen Verlauf (b) über der Dehnung aufgetragen. Die Kennlinie lässt sich in drei Teilbereiche unterteilen. Im ersten Bereich steigt der relative elektrische Widerstand in der gleichen Größenordnung wie die theoretisch hergeleitete Kurve bei Volumenkonstanz. Im Bereich 2 ist der Anstieg des relativen elektrischen Widerstandes stark überproportional. Zwar geht der Anstieg des relativen elektrischen Widerstandes im Bereich 3 gegenüber dem Bereich 2 zurück, er verläuft jedoch immer noch weit oberhalb der theoretischen Kennlinie.

Zusammenfassung:

Es wurden die Legierungen A und B bei verschiedenen Dehngeschwindigkeiten untersucht. Während des Vorganges treten bei höheren Dehngeschwindigkeiten Unstetigkeiten im Kraft-Dehnungs-Diagramm auf (Abbildung 4-8 und Abbildung 4-9), welche Parallelen zum Portevin-Le Chatalier-Effekt aufweisen. Diese deuten darauf hin, dass die Phasenumwandlung zu träge abläuft. Abbildung 4-14 zeigt exemplarisch die

Ergebnisse einer aktorischen FGL. Dabei zeigt sich für unterschiedliche Energieeinträge immer das gleiche Umwandlungsverhalten. Abbildung 4-15 hingegen zeigt denselben Versuch bei einer geringeren Aufladung der Kondensatoren.

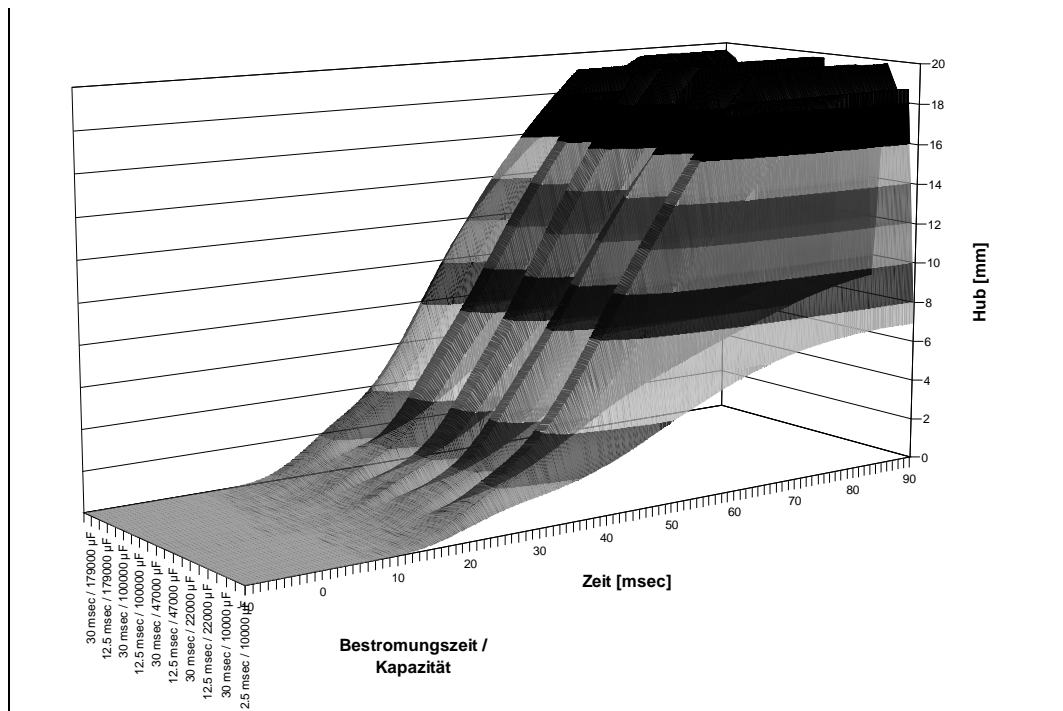


Abbildung 4-14: Weg-Zeit-Verhalten einer beispielhaften aktorischen FGL bei verschiedenem Energieeintrag (Kondensator aufgeladen bis 100 V)

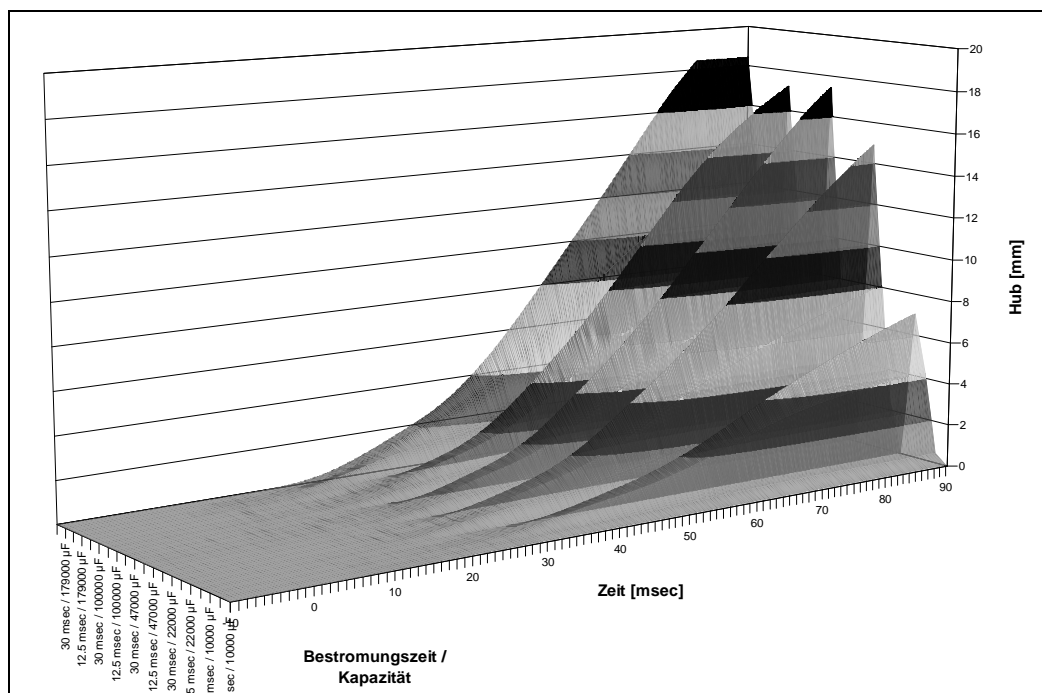


Abbildung 4-15: Weg-Zeit-Verhalten einer beispielhaften aktorischen FGL bei verschiedenem Energieeintrag (Kondensator aufgeladen bis 63 V)

Die Gefügeumwandlung von akatorischen FGL und die damit verbundene Längenänderung (Voraussetzung: Entzwilligung liegt vor) ist dementsprechend abhängig von der Energieeinbringung. Wird jedoch eine bestimmte Phasenumwandlungsgeschwindigkeit erreicht (gleichzusetzen mit der Verkürzungsgeschwindigkeit), bewirkt auch ein höherer Energieeintrag keine Erhöhung der Geschwindigkeit mehr. Die Geschwindigkeit der Phasenumwandlung hat dementsprechend ein Maximum. Diese für akatorische FGL geltende Grenze gilt ebenfalls für die spannungsinduzierte Martensitbildung in SEFGL.

Oberhalb einer maximalen mechanischen Spannung (Abbildung 4-10) findet kein weiterer Spannungsaufbau mehr statt. Diese maximal aufgebaute Spannung löst eine schlagartige Verlängerung der Probe aus, die entweder die Folge einer plötzlichen Gitterumwandlung weiter Bereiche sein muss oder aber auch aufgrund einer bleibenden Verformung der Probe entstehen muss. Betrachtet man hierzu in Abbildung 4-8 den Dehnvorgang am Umkehrpunkt zur Entlastung, so zeigt sich ein zweigeteiltes Verhalten: Hier teilt sich die Rückstellung der mechanischen Spannung in einen senkrechten und einen exponentiell abklingenden Bereich auf. Der senkrechte Teil scheint dem *Portevin-Le Chatalier-Effekt* zu entsprechen und ist die Erklärung für die bleibende Verformung. Jedoch ist der Anteil der plastischen Verformung im Vergleich zur superelastischen untergeordnet.

Die bei der Belastung beobachteten Unstetigkeiten im Kraftverlauf bei höheren Dehngeschwindigkeiten finden sich auch im Bereich der Entlastung der Probe wieder. Im Gegensatz zur Belastung steigt bei der Entlastung der Probe die Kraft an (Abbildung 4-5). Eine mögliche Erklärung hierfür könnte sein, dass die Phasenumwandlung innerhalb der Probe der Entlastung der Probe nicht mehr folgen kann. Die mechanische Spannung im Material sinkt dabei unter einen Wert, bei dem es zu einer plötzlichen Phasenumwandlung eines größeren Volumens kommt.

Der Vergleich der Kennlinien für die Kraft mit dem elektrischen Widerstand bei einer Dehngeschwindigkeit von 1 mm/min (Abbildung 4-11) führt zu der Annahme, dass bei der Dehnung vermutlich abschnittsweise verschiedene physikalische Abläufe auftreten. Auf der Kraft-Dehnungs-Kennlinie erkennt man sechs verschiedene Abschnitte, die sich markant voneinander unterscheiden. Diesen Abschnitten kann man auf der Widerstandskennlinie entsprechende Bereiche zuordnen.

Aus der Literatur ist bekannt, dass bei der spannungsinduzierten Phasenumwandlung von Austenit nach Martensit bei NiTi unter gewissen Umständen eine R-Phase auftritt [21]. Diese R-Phase wird hierbei als Phase mit einem großen spezifischen Widerstand beschrieben. Ein Indiz für das Auftreten der R-Phase ist der starke Anstieg des elektrischen Widerstandes im Bereich 2 aus Abbildung 4-13. Als weiteres Indiz lassen sich die parallel verlaufenden Unstetigkeiten bei der Kraft und beim elektrischen Widerstand bei hohen Dehngeschwindigkeiten werten (Abbildung 4-12). Bei hohen Dehngeschwindigkeiten kommt es zu Kraftabfällen, die mit einem gleichzeitigen Rückgang des elektrischen Widerstandes einhergehen. Würden diese Kraftrückgänge ein Resultat einer plastischen Verformung sein, so käme es zu einer Reduktion des Probenquerschnittes. Die Folge wäre demnach ein ansteigender elektrischer Widerstand. Nachdem jedoch der elektrische Widerstand sinkt, sind diese Kraftabfälle vermutlich das Resultat einer großvolumigen Phasenumwandlung von einer Phase mit einem hohen spezifischen elektrischen Widerstand zu einer Phase mit einem geringeren spezifischen elektrischen Widerstand.

Wie stark die Überhöhung des elektrischen Widerstandes im Bereich 2 ist, wird nochmals aus Abbildung 4-13 deutlich. Für den Bereich 1 erkennt man ein analoges Verhalten zwischen der Theorie und der Praxis. Während der spezifische elektrische Widerstand im Bereich 2 signifikant progressiv ansteigt, ist im Bereich 3 wiederum ein linearer Anstieg des elektrischen Widerstandes zu erkennen. Im Bereich 3 verläuft der elektrische Widerstand jedoch immer noch steiler als der theoretisch hergeleitete Widerstand.

4.3 Diskontinuierlicher Dehnvorgang bei verschiedenen Dehngeschwindigkeiten

Im vorherigen Kapitel ist das dynamische Verhalten bei kontinuierlicher Dehnung untersucht worden. Es zeigte sich, dass es bei Überschreitung einer bestimmten Kraft bzw. mechanischen Spannung zu Kraftabfällen kommt. Bei den nachfolgenden Versuchen wird der Dehnvorgang nach bestimmten Wegintervallen für eine definierte Zeit unterbrochen. Dabei wird untersucht, ob sich die mechanische Spannung der Probe bei Unterbrechung des Dehnvorganges verändert.

In Abbildung 4-16 ist stellvertretend für die gesamte Versuchsfolge der Versuch A100-70-010-05-10 abgebildet. Die Probe besitzt eine Länge von 100 mm und wird mit einer Dehngeschwindigkeit von 10 mm/min um maximal 7 mm gedehnt. Eine Unterbrechung des Dehnvorganges erfolgt alle 0,5 mm für 10 s.

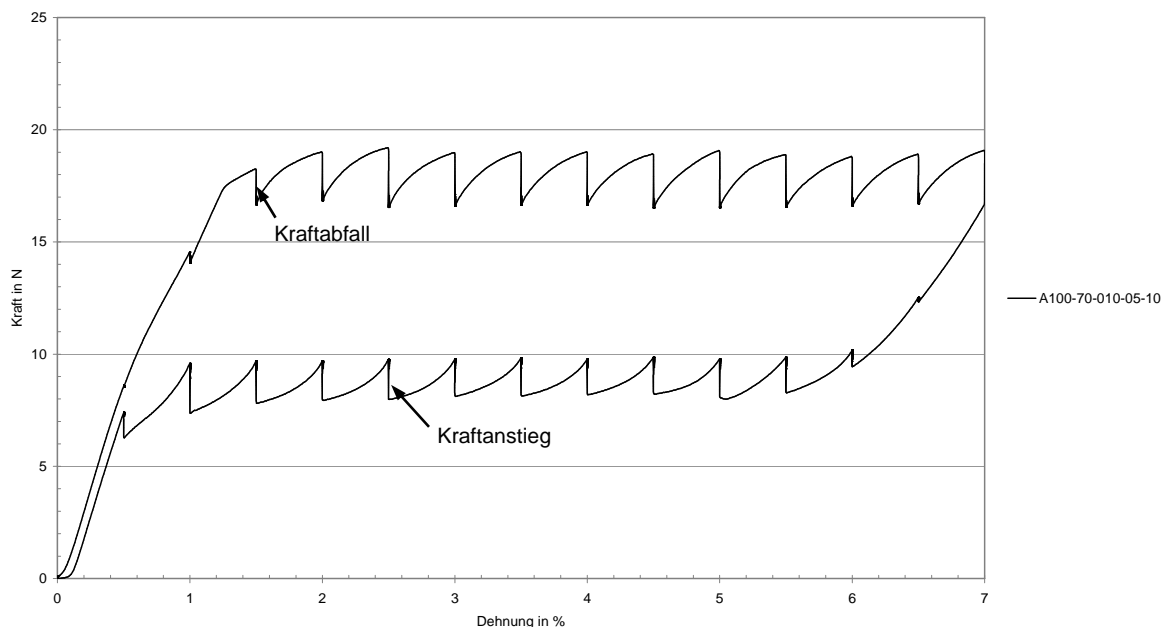


Abbildung 4-16: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10

Beim Unterbrechen des Dehnvorganges fällt die Kraft auf ein tieferes Niveau, während bei den verschiedenen Haltepunkten auf der Entlastungskennlinie die Kraft bis zu einer Dehnung von 0,5 % wieder ansteigt.

Zur besseren Verdeutlichung wird Versuch A100-70-010-05-10 in Abbildung 4-17 über der Zeit abgebildet.

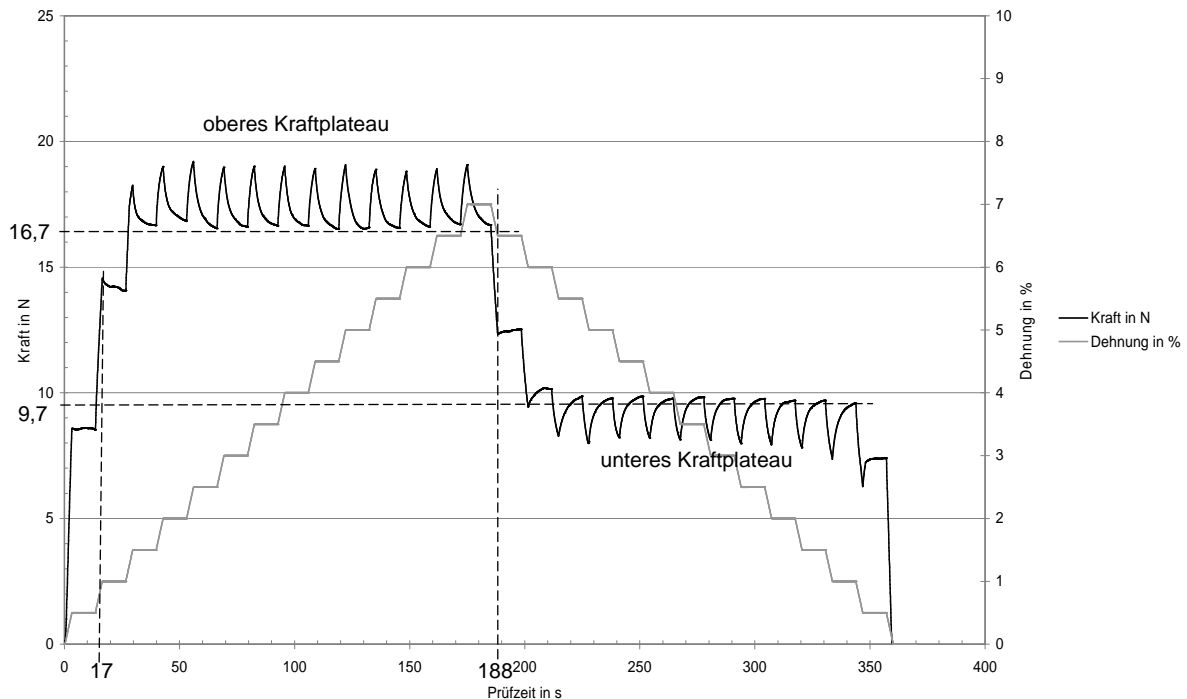


Abbildung 4-17: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10

Die horizontalen Abschnitte der Dehnungskennlinie markieren die Unterbrechung des Dehnvorganges. Aus dem Diagramm geht hervor, dass die Kraftabfälle nur bei Dehnungsunterbrechung eintreten. Beim oberen Kraftplateau sinkt die Kraft jeweils auf etwa 16,7 N, beim unteren Kraftplateau steigt die Kraft immer auf 9,7 N. Die Haltepunkte bei 17 s (0,5 mm) und bei 188 s (6,5 mm) liegen zwischen den Kraftplateaus und weisen nur geringe Kraftabfälle bzw. -anstiege auf.

Die Gegenüberstellung der Versuche mit verschiedenen Dehngeschwindigkeiten (Abbildung 4-18) zeigt auffällige Gemeinsamkeiten:

- Ab einer Dehnung von 1 mm kommt es bereits zu Kraftabfällen (a).
- Bei Wiederaufnahme des Dehnvorganges steigt die Kraft mit steigender Dehngeschwindigkeit dl/dt an (b).
- Bei Unterbrechung des Dehnvorganges auf dem oberen Kraftplateau sinkt die Kraft auf ähnliche Werte um 16,7 N (c).
- Bei Unterbrechung des Dehnvorganges auf dem unteren Kraftplateau steigt die Kraft bei Unterbrechung des Dehnvorganges auf ähnliche Werte um 10 N (d).

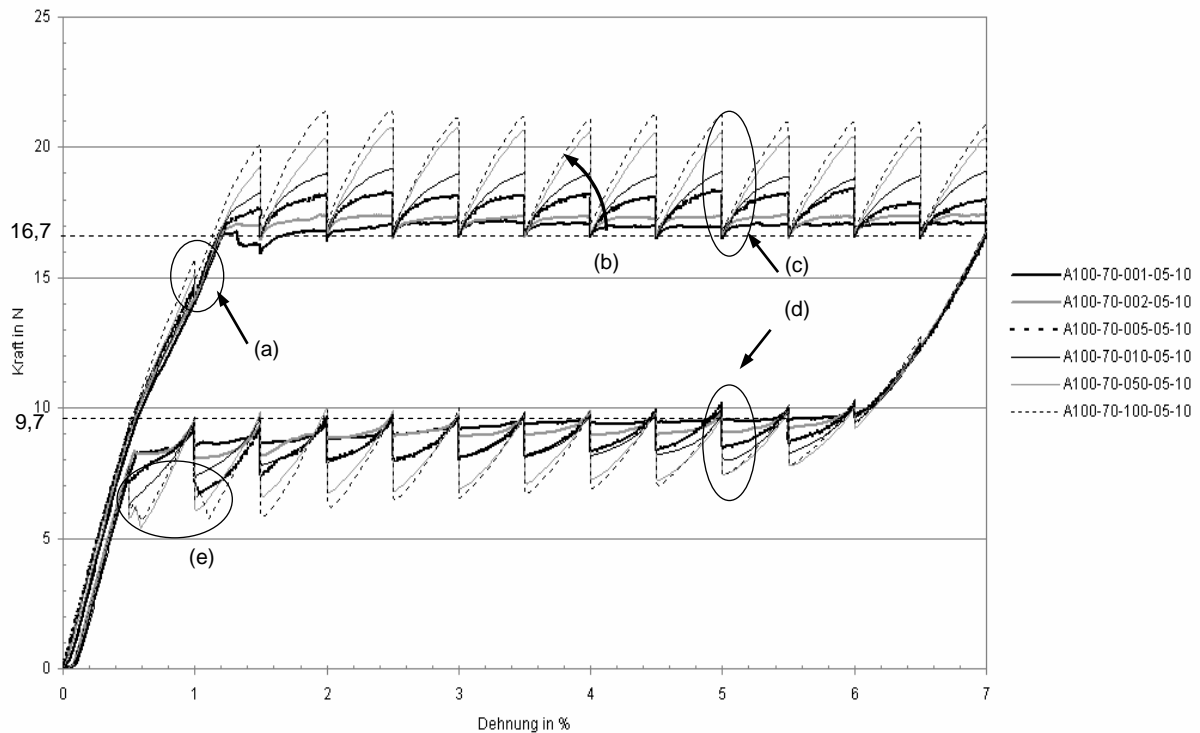


Abbildung 4-18: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungs-Diagramme von den Versuchen A100-70-dl/dt-05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50$ und 100 mm/min

Zusätzlich zu den oben aufgeführten Effekten kommt es bei zu schneller Entlastung der Probe zu spontanen Kraftanstiegen (Abbildung 4-18(e))

In Abbildung 4-19 wird die Unterbrechung des Dehnvorganges jeweils nach 0,5 mm im Kraft-Ablauf-Diagramm betrachtet. Der Kraftabfall vor dem Plateaubereich fällt mit maximal 0,18 N gegenüber maximal 4,6 N im Plateaubereich in Abbildung 4-20 vergleichsweise gering aus.

In Abbildung 4-19 ist ein schwingender Verlauf der Kraft während des Haltevorganges zu beobachten. Der Prüfstand regelt während eines Haltevorganges an einem bestimmten Punkt die Position der Traverse und schwingt dementsprechend um diesen Haltepunkt. Diese leichte Schwingung wirkt sich auf den Probendraht aus und ruft dort eine Spannungsschwingung hervor, welche direkt gemessen wird.

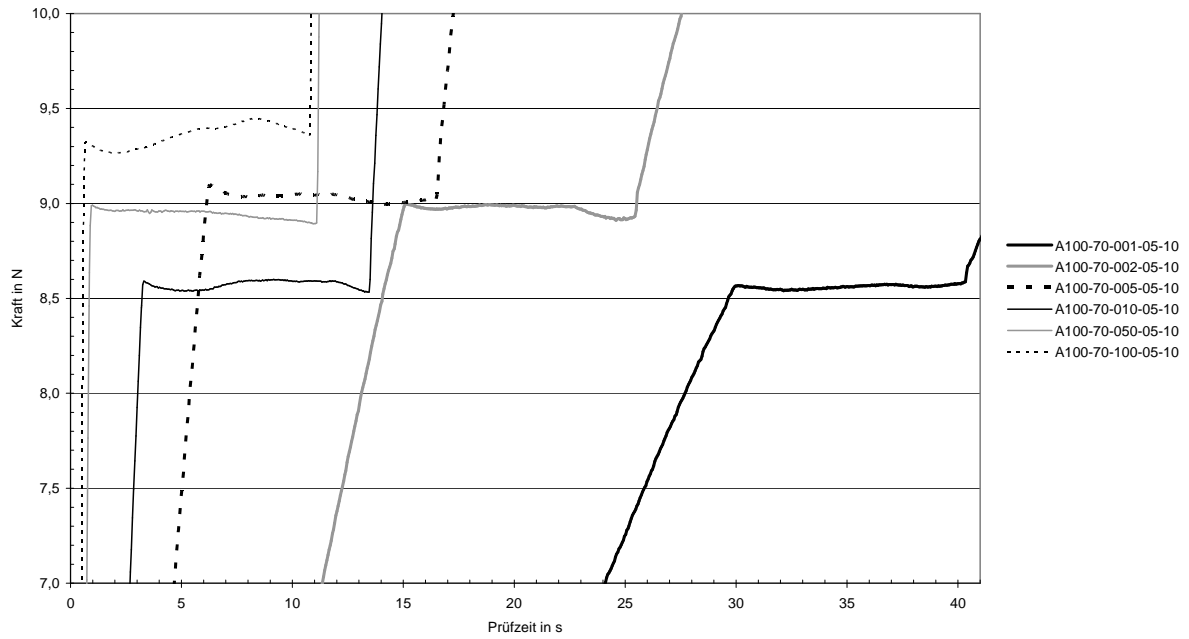


Abbildung 4-19: Vergrößerung des ersten Haltepunktes bei diskontinuierlicher Dehnung, Unterbrechung bei 0,5 % Dehnung (Versuch A100-70-dl/dt-05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50, 100$ mm/min)

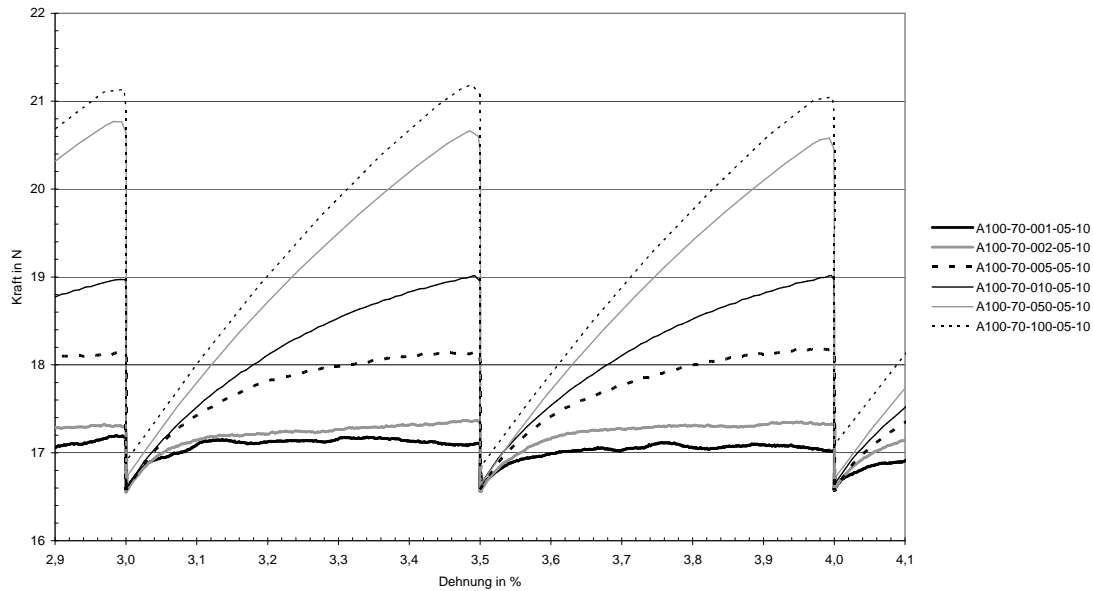


Abbildung 4-20: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungs-Diagramme von den Versuchen A100-70-dl/dt-05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50$ und 100 mm/min (Ausschnitt zwischen 3,0 und 4,0 mm Dehnung)

Abschließend werden noch die Versuche mit und ohne Unterbrechung des Dehnvorganges ausgewertet. In Abbildung 4-21 ist das Kraft-Dehnungs-Diagramm der Versuche mit der Dehnungsgeschwindigkeit dl/dt von 1 mm/min mit und ohne Unterbrechung nach 0,5 mm abgebildet. Die Graphen sind bis auf geringe Unterschiede bei Unterbrechung des Dehnvorganges weitgehend identisch.

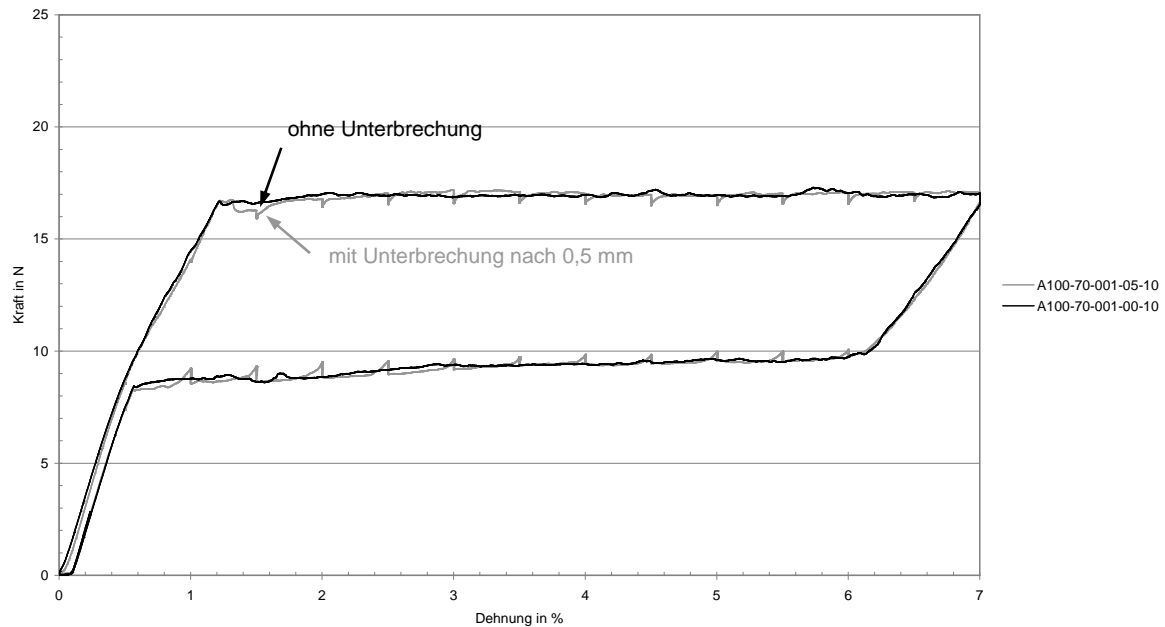


Abbildung 4-21: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-001-....10 mit und ohne Unterbrechung des Dehnvorganges nach 0,5 mm

4.3.1 Vergleich mit relativem elektrischem Widerstand

Analog zu den Versuchen ohne Unterbrechung des Dehnvorganges hat die Unterbrechung des Dehnvorganges auch eine Auswirkung auf die Widerstandskennlinie.

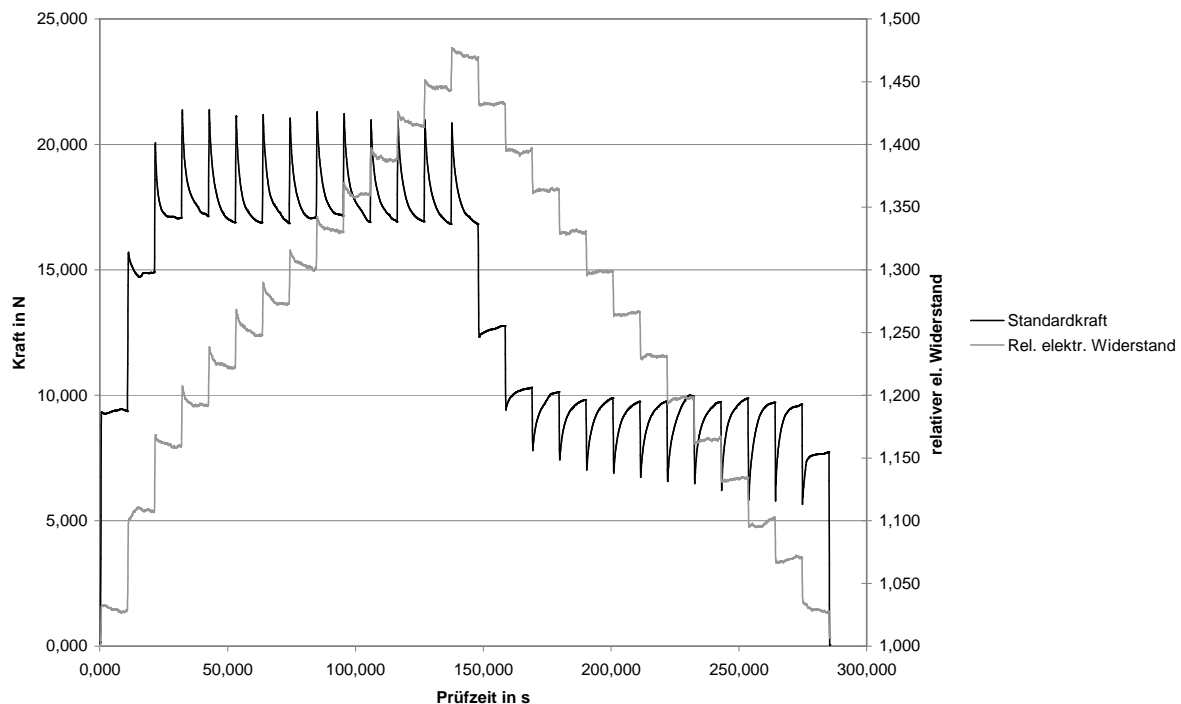


Abbildung 4-22: Verlauf der Kraft und des relativen elektrischen Widerstandes von Versuch A100-70-100-05-10 über der Zeit

Abbildung 4-22 enthält den relativen elektrischen Widerstand und die Kraft einer bestimmten Dehngeschwindigkeit über der Prüfzeit. Beim Belastungsvorgang sind drei unterschiedliche Verhaltensweisen zu beobachten:

Die erste Unterbrechung des Dehnvorganges erfolgt bei einer Dehnung von 0,5 mm. Die Prüfkraft beträgt 9,2 N und ist somit unterhalb des unteren Kraftplateaus (10 N). Hier steigt die Prüfkraft während der Unterbrechung um 0,18 N auf 9,45 N an, und der relative elektrische Widerstand sinkt um 0,007 auf 1,027.

Bei der zweiten Unterbrechung des Dehnvorganges liegt die Prüfkraft mit 15,7 N zwischen dem unteren und dem oberen Kraftplateau. An dieser Stelle steigt der relative elektrische Widerstand um 0,08 auf 1,107 an und die Prüfkraft fällt um 0,7 N auf 14,9 N.

Alle weiteren Unterbrechungen des Dehnvorganges in der Belastungskurve befinden sich auf dem Kraftplateau, die Kraft und der relative elektrische Widerstand fallen dementsprechend quantitativ ab.

Wie bereits dargestellt vergrößert sich die Plateaukraft mit steigender Dehngeschwindigkeit. Hierbei wird ein Nacheilen der Gefügeumwandlung vermutet. Unterbricht man den Dehnvorgang, so kann sich der statische Zustand der Probe wieder einstellen. Dieser Vorgang ist in Abbildung 4-16 und Abbildung 4-17 dargestellt. Einen Anhaltspunkt für die Reversibilität des Vorganges zeigt Abbildung 4-18. Gewährt man der Probe ausreichend Zeit, so sinkt die Kraft unabhängig von der ursprünglichen Dehngeschwindigkeit auf den Betrag bei statischer Belastung. Eine Ausnahme hierfür ist die Unterbrechung der Dehnung bei 0,5 % Dehnung (Abbildung 4-19). Unabhängig von der Dehngeschwindigkeit kommt es bei der Unterbrechung des Dehnvorganges hier zu keiner nennenswerten Änderung der Kraft. Es liegt die Vermutung nahe, dass bis zu dieser Dehnung noch keine Phasenumwandlung stattgefunden hat.

4.4 Training mit verschiedenen Dehngeschwindigkeiten

Bei den nachfolgenden Versuchen wird ein definierter Versuchszyklus mit zwei verschiedenen Legierungen jeweils mit einer neuen Probe wiederholt. Der Versuchszyklus umfasst 25 vollständige Dehn- und Entlastungsvorgänge bis zu einer Dehnung von 7 mm, die nach jeweils einem Wegintervall von 0,5 mm für eine Zeit t von 10 s unterbrochen werden.

In Abbildung 4-23 ist stellvertretend für die gesamte Versuchsfolge von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 die Kraft über dem Weg aufgetragen. Man erkennt den typischen Verlauf einer Kraft-Weg-Kennlinie eines SEFGL-Drahtes, dessen maximale Kraft sich mit dem Fortschritt des Versuches ändert. Die senkrechten Anteile in der Kennlinie stammen von der Unterbrechung des Dehn- bzw. Entlastungsvorganges.

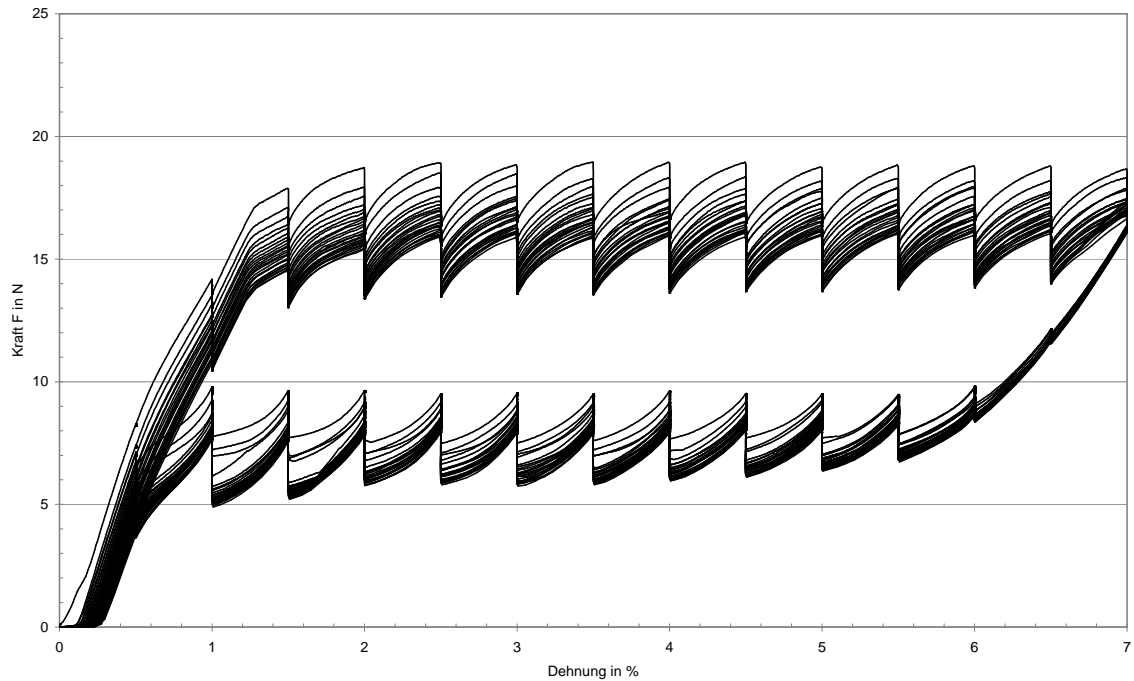


Abbildung 4-23: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25

Zur besseren Beurteilung des Kraftverlaufes muss die Kraft über der Zeit betrachtet werden (Abbildung 4-24). Hier wird eine Abhängigkeit zwischen der Maximalkraft und der Anzahl der gefahrenen Wiederholungen des Versuchszyklusses deutlich.

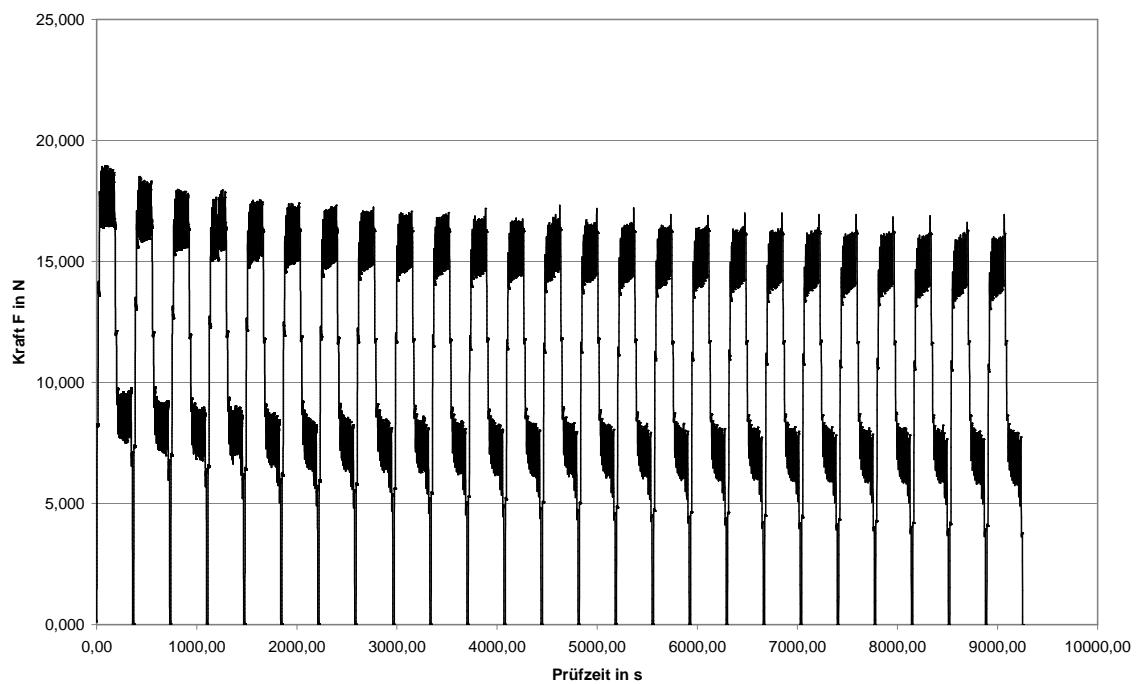


Abbildung 4-24 Kraft-Ablauf-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25

Die zwei vorangegangenen Abbildungen betrachten jeweils die gesamte Versuchsfolge. Um auf weitere Beobachtungen näher eingehen zu können, sind bei den nachfolgenden Diagrammen nur die Versuchszyklen 1, 2, 4, 7, 13, 25 herausgegriffen worden. In Abbildung 4-25 ist der Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 für diese ausgewählten Versuchszyklen als Kraft über dem Weg abgebildet.

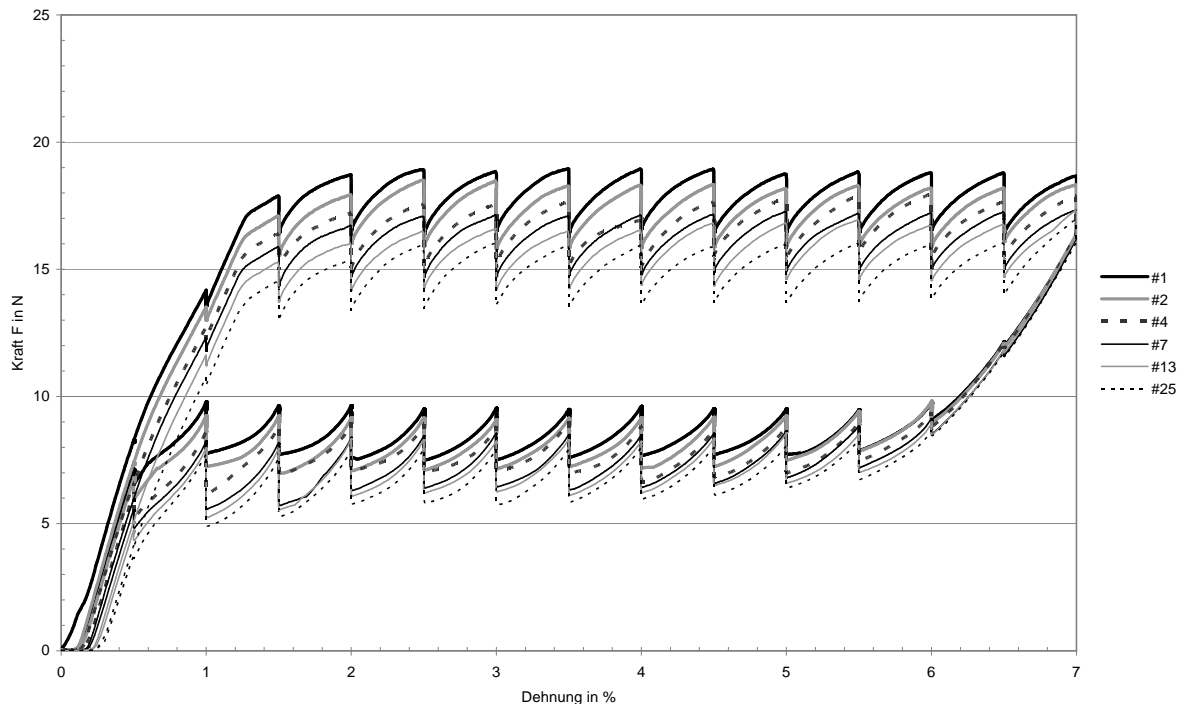


Abbildung 4-25: Ausgewählte Versuchszyklen n aus dem Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 mit $n = 1, 2, 4, 7, 13, 25$

Im ansteigenden Bereich der Belastungskurve verschiebt sich die Kennlinie mit steigender Versuchsnummer n nach rechts. Dieser Effekt ergibt sich aus einem bleibenden Anteil der Dehnung, welcher mit zunehmender Zykluszahl n jedoch immer geringer ausfällt. Der Wechsel zwischen dem ansteigenden Anteil und dem waagrechten Anteil der Belastungskurve ist durch einen Knick in allen Kennlinien bei einer Dehnung von 1,25 mm nachvollziehbar. Bei Unterbrechung des Dehnvorganges geht die Kraft immer um denselben Betrag zurück. Bei allen Kurven beginnt die Entlastungskurve bei ca. 16,2 N. Bis zu einer Dehnung von 6 mm sind die Kurven deckungsgleich.

Nach dem Kraftplateau kommt es bei der Unterbrechung des Entlastungsvorganges bei 0,5% zu einem weiteren, jedoch geringeren Kraftanstieg als bei den höheren Dehnungen. Nach der letzten Unterbrechung verlaufen die Kennlinien parallel, aber

versetzt weiter und weisen bei vollständiger Entlastung eine bleibende Verformung auf. Die bleibende Verformung wächst mit steigender Versuchszahl.

Neben den bisher betrachteten mechanischen Eigenschaften ist in Abbildung 4-26 vom Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 die Neukurve des relativen elektrischen Widerstandes über der Dehnung abgebildet.

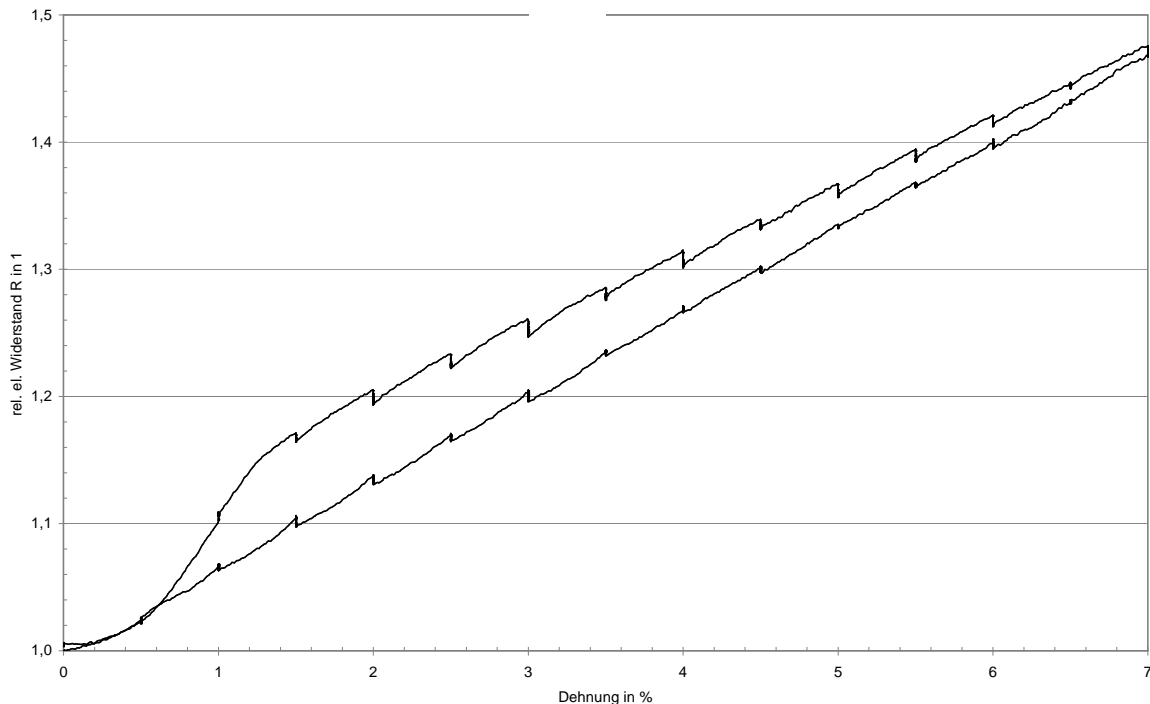


Abbildung 4-26: Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25, relativer elektrischer Widerstand $\frac{R}{R_0}$ über der Dehnung ε des ersten Versuchszyklus

Im Diagramm ist die Kurve für den ersten Prüfzyklus dargestellt. Man erkennt Analogien zum Versuch mit dem kontinuierlichen Dehnvorgang.

In der Versuchsdurchführung wird nach jeweils 0,5 mm der Dehnvorgang unterbrochen. An dieser Stelle ist in der Kennlinie jeweils ein senkrechter Abschnitt zu finden. Es ist aus vorangegangenen Versuchen bekannt, dass das Kraftplateau bei einer Dehnung von 1,25 mm beginnt. Bei der Belastungskurve ist es auffällig, dass der Widerstand bei den Unterbrechungen der Dehnung unterhalb des Kraftplateaus steigt, während der relative elektrische Widerstand oberhalb des Plateaus sinkt. Bei der Entlastungskurve steigt jedoch der relative elektrische Widerstand bei jeder Unterbrechung des Dehnprozesses.

Der zeitliche Verlauf des relativen elektrischen Widerstandes ist aus Abbildung 4-27 ersichtlich:

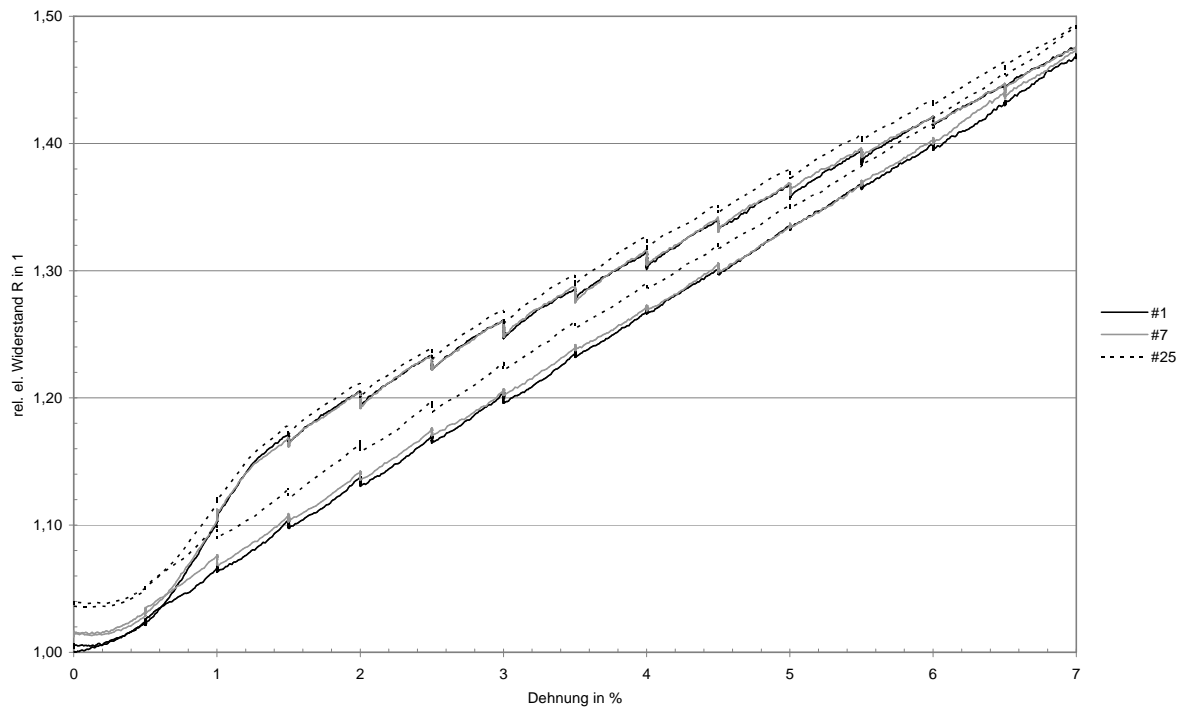


Abbildung 4-27: Ausgewählte Versuchszyklen n aus dem relativen elektrischen Widerstand-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 mit n = 1, 7, 25

Die Abbildung zeigt den relativen elektrischen Widerstand $\frac{R}{R_0}$ über der Dehnung für die Versuchszyklen 1, 7, 25. In der Gegenüberstellung erkennt man eine Zunahme des elektrischen Widerstandes über den Versuchszyklen. Der Zuwachs beträgt bei der Dehnung von 0,0 % etwa 0,04 % und bei der Dehnung von 7,0 % etwa 0,025 %.

4.5 Zeitkonstante τ

Die bisherigen Untersuchungen mit diskontinuierlicher Dehnung zeigen bei der Unterbrechung des Dehnvorganges jeweils einen Rückgang der Kraft. Diese Unterbrechungen werden im Nachfolgenden als Haltepunkte HP bezeichnet. Mit Hilfe von unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten sollen die Abhängigkeiten zwischen den dynamischen Effekten im Kraft-Zeit-Diagramm über der Dehngeschwindigkeit betrachtet werden. Um diese Effekte mit statistischen Mitteln erfassen zu können, wird in der nachfolgenden Untersuchung jeder Versuch dreimal wiederholt. Hierbei wird die Haltezeit auf 50 s erhöht.

Bei der statistischen Auswertung des diskontinuierlichen Dehnvorganges konnten die in Abbildung 4-28 markierten Effekte beobachtet werden.

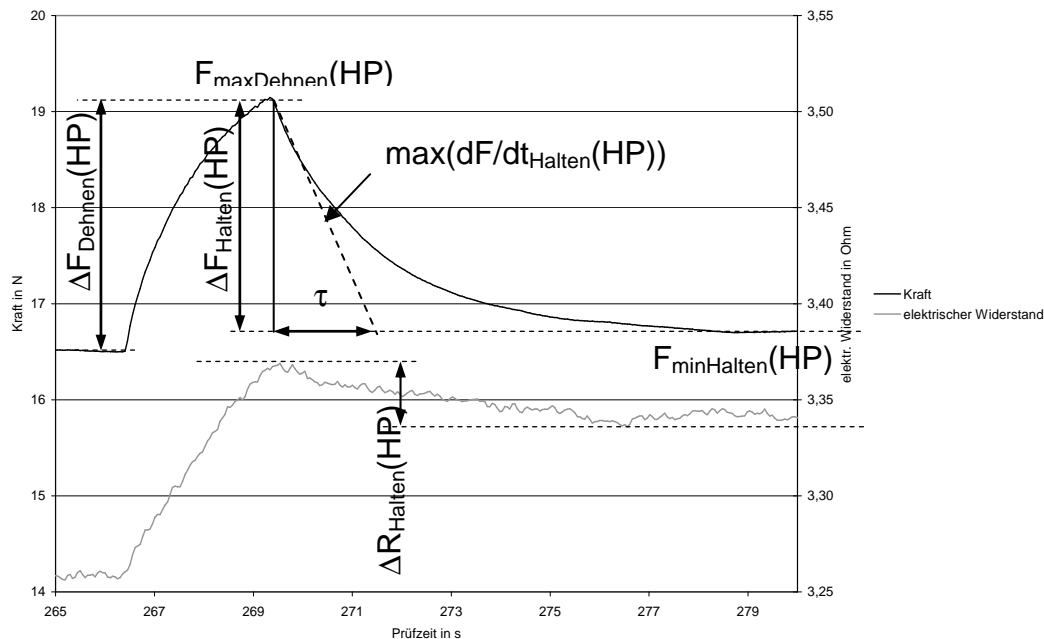


Abbildung 4-28: Definitionen der beobachteten Effekte beim diskontinuierlichen Dehnen im Kraft-Dehnungs-Diagramm an Hand von Versuch A100-70-010-05-50 #01

Beim Belasten bzw. Entlasten einer Probe ändert sich die gemessene Kraft vor dem jeweiligen Haltepunkt um den Wert $\Delta F_{\text{Dehnen}}(\text{HP})$. Unmittelbar vor der Unterbrechung des Dehnvorganges beträgt die gemessene Kraft $F_{\text{maxDehnen}}(\text{HP})$. Die Unterbrechung der Dehnung führt ebenfalls zu einer Veränderung der Kraft um $\Delta F_{\text{Halten}}(\text{HP})$, wobei sich am Ende ein Wert von $F_{\text{minHalten}}(\text{HP})$ einstellt. Während der Unterbrechung des Dehnvorganges geht mit der Änderung der Kraft ΔF_{Halten} eine Änderung des elektrischen Widerstandes $\Delta R_{\text{Halten}}(\text{HP})$ einher.

Abbildung 4-29 zeigt die Maximalkraft $F_{\text{maxDehnen}}(\text{HP})$, welche kurz vor der Unterbrechung eines Dehnvorganges gemessen wird, über der Dehngeschwindigkeit.

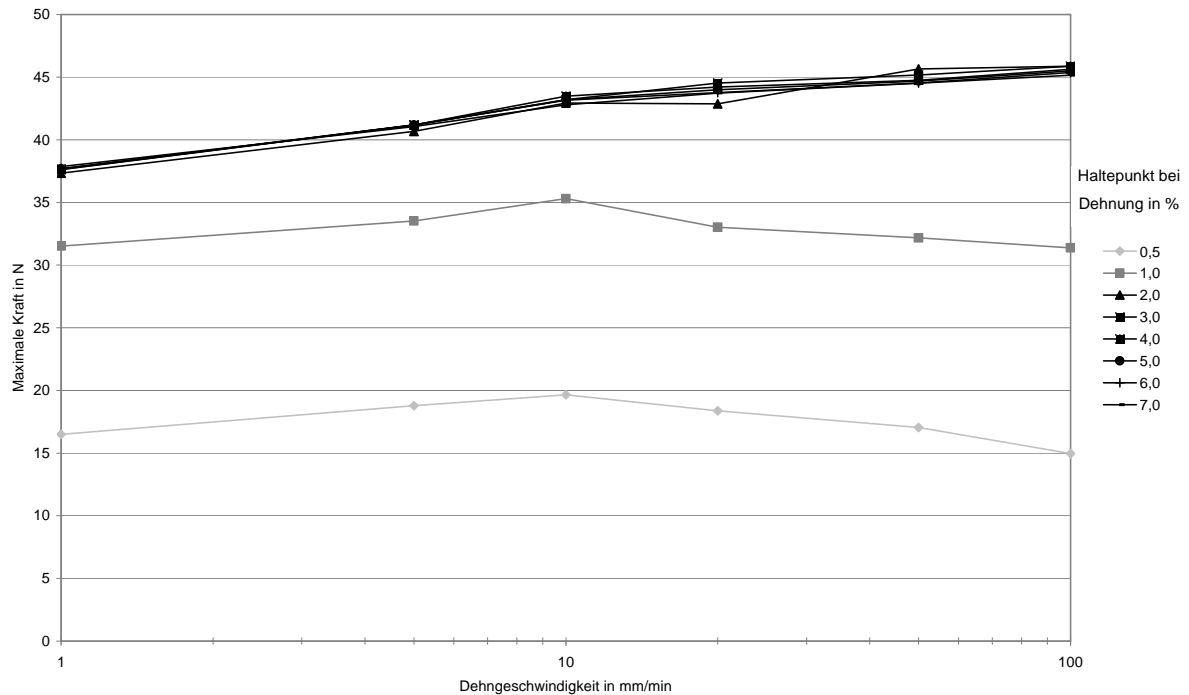


Abbildung 4-29: Kraft $F_{\max\text{Dehnen}}(\text{HP})$ über der Dehngeschwindigkeit dl/dt für die Haltepunkte HP von Versuch B100-70-...-05-50 mit $dl/dt = 1, 5, 10, 20, 50, 100$ mm/min

Jede Kennlinie fasst die Ergebnisse von einem Haltepunkt zusammen. Die Kennlinien in Abbildung 4-29 unterteilen sich in zwei verschiedene Bereiche: Bis zu einer Dehngeschwindigkeit von 10 mm/min steigt bei allen Haltepunkten die jeweils gemessene Kraft an. Bei Dehngeschwindigkeiten über 10 mm/min hingegen sinkt die gemessene Kraft für die Haltepunkte 0,5 % und 1,0 %, während die Kräfte an den anderen Haltepunkten weiter ansteigen. Hierbei scheint oberhalb einer Dehnung von 1 % ein kontinuierlicher Prozess der Bildung von spannungsinduziertem Martensit und dessen Entzwillung vorzuliegen. Ab einer kritischen Geschwindigkeit kann die Entzwillung nicht mehr folgen, und die Probe wird elastisch verformt. Demzufolge muss die mechanische Spannung steigen.

Nach der Unterbrechung des Dehnvorganges stellen sich die in Abbildung 4-30 abgebildeten Kräfte ein.

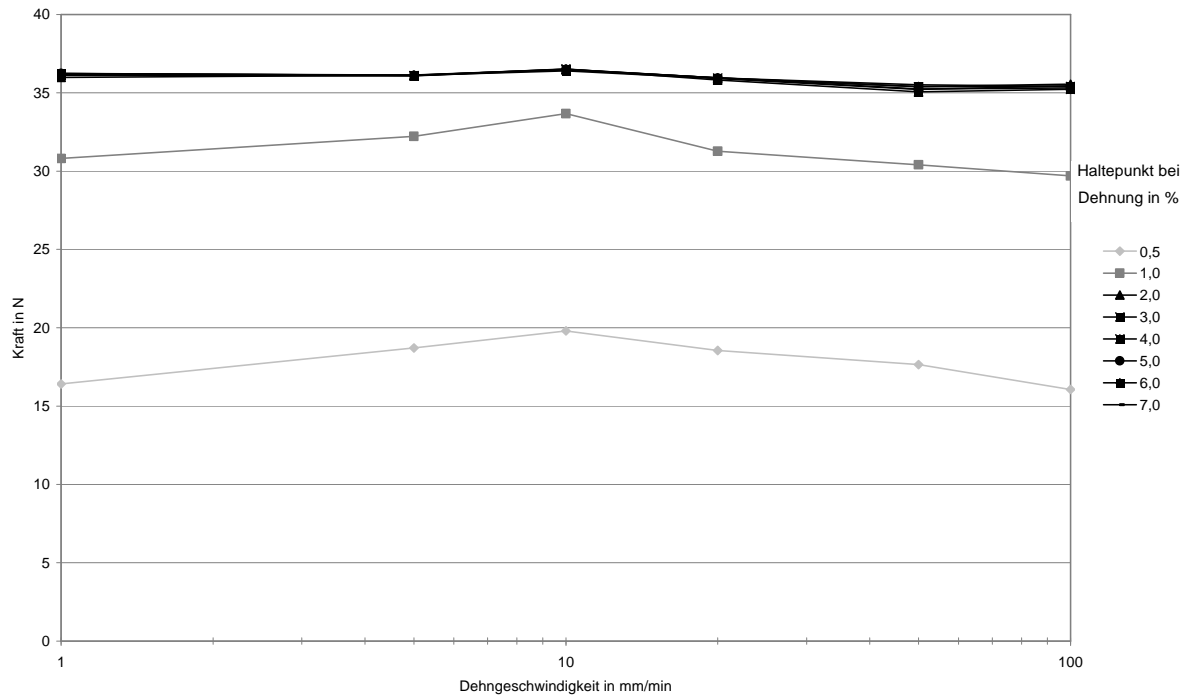


Abbildung 4-30: Minimale Kraft F_{\min} über der Dehngeschwindigkeit, auf welche die Proben während der Unterbrechung des Dehnvorganges zustreben (von Versuch B100-70-...-05-50)

Die obige Abbildung zeigt die minimale Kraft $F_{\min\text{Halten}}(\text{HP})$, die während der Unterbrechung eines Dehnvorganges gemessen wird, über der Dehngeschwindigkeit. Jede Datenreihe fasst die Ergebnisse von einem Haltepunkt zusammen. Man erkennt, dass die bei den Haltepunkten gemessene Kraft scheinbar unabhängig von der Dehngeschwindigkeit verläuft.

Vergleicht man die sich während der Haltezeit verändernde Kraft von Legierung B für verschiedene Dehngeschwindigkeiten, so erhält man Abbildung 4-31.

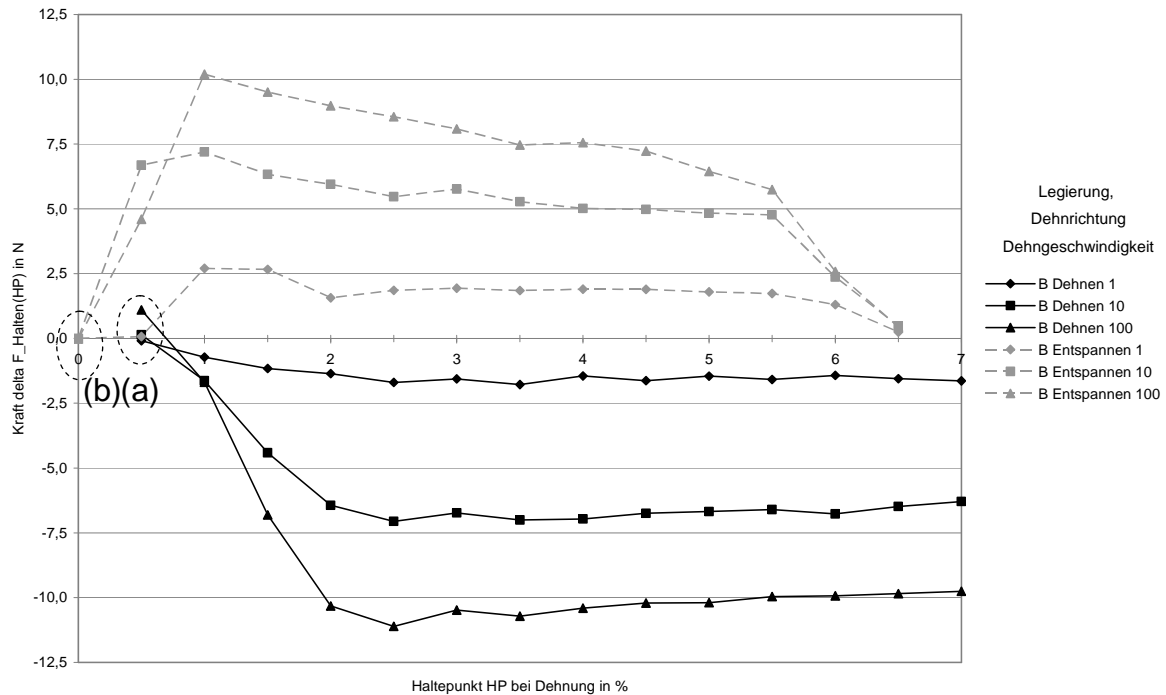


Abbildung 4-31: Veränderung der Kraft F während der Unterbrechung des Dehnvorganges am jeweiligen Haltepunkt HP in % für Versuch B100-70-...-05-50, $dl/dt = 1, 10, 100$ mm/min

Die obige Abbildung zeigt für das Dehnen und Entspannen die Kraft $\Delta F_{\text{Halten(HP)}}$, welche sich während der Unterbrechung des Dehnvorganges ändert, an den Haltepunkten HP. Während die Kraft beim Dehnen nach unterschiedlicher Vordehnung jeweils zurückgeht (-), nimmt sie beim Entspannen zu (+). Ausnahmen hierbei sind der Haltepunkt 0,5 (a) beim Dehnen und der Haltepunkt 0 (b) beim Entspannen. Bei (a) steigt die Kraft bei der Unterbrechung des Dehnvorganges für höhere Dehngeschwindigkeiten an, und bei (b) ist keine Kraftänderung für die untersuchten Dehngeschwindigkeiten zu beobachten. Grundsätzlich ist mit steigender Dehngeschwindigkeit ein dem Betrag nach größerer Effekt zu beobachten.

Bei Betrachtung des elektrischen Widerstandes zeigt sich hierbei ein ähnliches Verhalten.

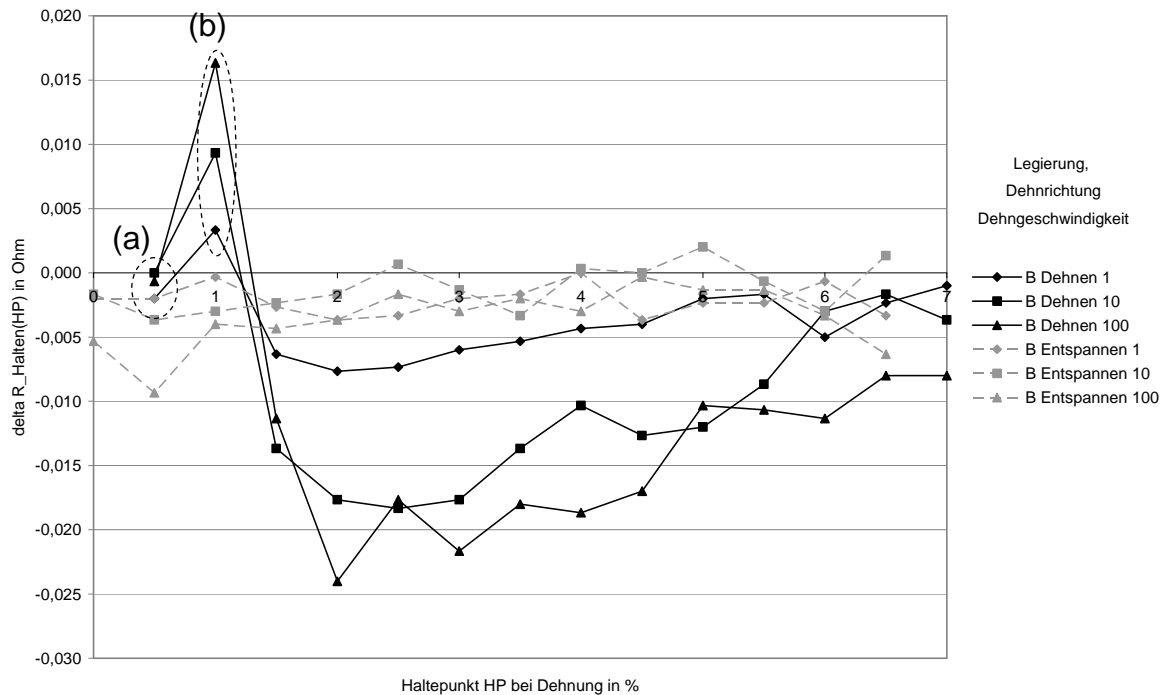


Abbildung 4-32: Veränderung des elektrischen Widerstandes R während der Unterbrechung des Dehnvorganges an der jeweiligen Dehnung (Haltepunkt) in % für die Versuche B100-70-...-05-50, $dl/dt = 1, 10, 100 \text{ mm/min}$

Die Abbildung zeigt für das Dehnen und Entspannen den elektrischen Widerstand $\Delta R_{\text{Halten}}(\text{HP})$, um den sich der elektrische Widerstand R während der Unterbrechung des Dehnvorganges verändert, über den Haltepunkten HP. Grundsätzlich ist mit steigender Dehngeschwindigkeit ein größerer Effekt ΔR zu beobachten. Eine Ausnahme stellt der Haltepunkt 0,5 (a) dar, wobei sich der Effekt ΔR mit steigender Dehngeschwindigkeit verringert. Während es beim Dehnen am Haltepunkt 1,0 (b) zu einer starken Erhöhung von ΔR kommt, sinken an den übrigen Haltepunkten die elektrischen Widerstände. Tendenziell kommt es mit steigender Dehnung zu einem Rückgang des Effekts ΔR . Wie beim Dehnen kommt es beim Entspannen ebenfalls zu einer Abnahme des elektrischen Widerstandes $\Delta R_{\text{Halten}}(\text{HP})$. Der Effekt von $\Delta R_{\text{Halten}}(\text{HP})$ fällt beim Entspannen gegenüber dem des Dehnens kleiner aus. Aufgrund der großen Streuung der Messkurven sind keine Abhängigkeiten zwischen dem elektrischen Widerstand der Entspannungskurve und der Dehngeschwindigkeit zu erkennen.

Durch die Auswertung von diskontinuierlichen Dehnvorgängen konnte ein Verhalten identifiziert werden, das der Anelastizität gleicht. Bei den angewandten Prüfzyklen wurde jeweils eine Unterbrechung des Dehnvorganges von 10 s angesetzt. Die vorangegangenen Versuche zeigen jedoch, dass eine Unterbrechung des Dehnvorganges von 10 s noch nicht ausreicht (Abbildung 4-28), damit die zeitabhängigen Anteile der Kraft-Dehnungs-Kennlinie vollständig verschwinden. Die Verlängerung der Pause von 10 s auf 50 s und die dreifache Wiederholung der Versuche ermöglichen nun eine genauere Untersuchung der zeitabhängigen Anteile der Kraft-Dehnungs-Kennlinie. Die beobachteten Effekte sind in Abbildung 4-28 zusammengestellt.

Aus Abbildung 4-29 erkennt man, dass sich die kurz vor jedem Haltepunkt gemessene Kraft $F_{\max\text{Dehnen}}(\text{HP})$ mit steigender Dehngeschwindigkeit vergrößert. Dieses Verhalten scheint die Folge einer endlich schnellen Phasenumwandlung vom Austenit in die R-Phase bzw. in den Martensit zu sein.

In den nachfolgenden Diagrammen sind die Änderungen des elektrischen Widerstandes R und der Kraft F über den Haltepunkten bei den jeweiligen Dehnungen dargestellt. Fasst man die Kennlinien für eine Dehngeschwindigkeit von 10 mm/min aus Abbildung 4-31 und Abbildung 4-32 in einem Diagramm zusammen, so erhält man Abbildung 4-33.

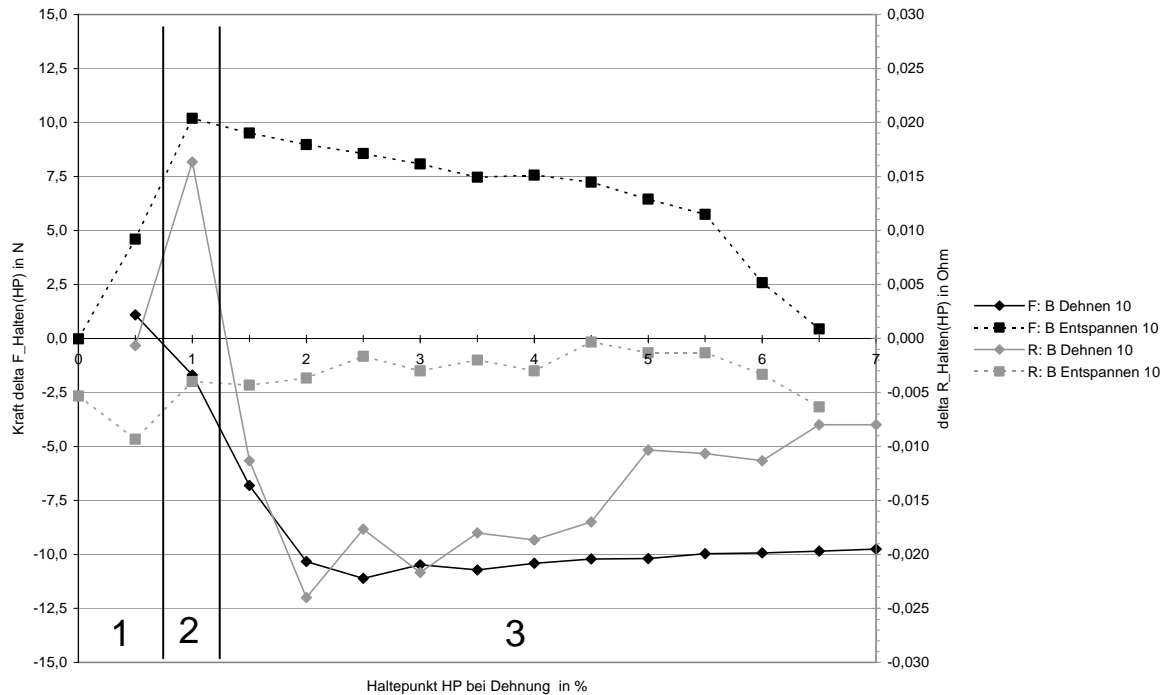


Abbildung 4-33: Veränderung des elektrischen Widerstandes R und der Kraft während der Unterbrechung des Dehnvorganges am Haltepunkt für den Versuch B100-70-010-05-50

Das Diagramm zeigt die Einteilung der Kennlinie in drei verschiedene Bereiche:

- Bereich 1: F steigt R sinkt
- Bereich 2: F sinkt R steigt
- Bereich 3: F sinkt R sinkt

Mit Hilfe des vorliegenden Versuches kann nun auch das zeitabhängige Verhalten der Kraft-Dehnungs-Kennlinie beschrieben werden. Deutet man die Änderung der Kraft bzw. des Widerstandes bei der Unterbrechung des Dehnvorganges als Anelastizität, so kann man nach Gottstein [15] die Zeitkonstante τ berechnen (Abbildung 4-28).

$$\tau = \Delta F_{Dehnen}(HP) \cdot \tan \left[\frac{\pi}{2} + \arctan \left(\max \left(\frac{dF}{dt_{Halten}}(HP) \right) \right) \right]$$

Wobei der Ausdruck „ $dF/dt_{\text{Halten}}(\text{HP})$ “ die maximale Steigung der Kennlinie am Haltepunkt HP und der Ausdruck „ $\Delta F_{\text{Dehnen}}(\text{HP})$ “ die Kraftänderung bei der Unterbrechung des Dehnvorganges im Kraft-Ablauf-Diagramm darstellen.

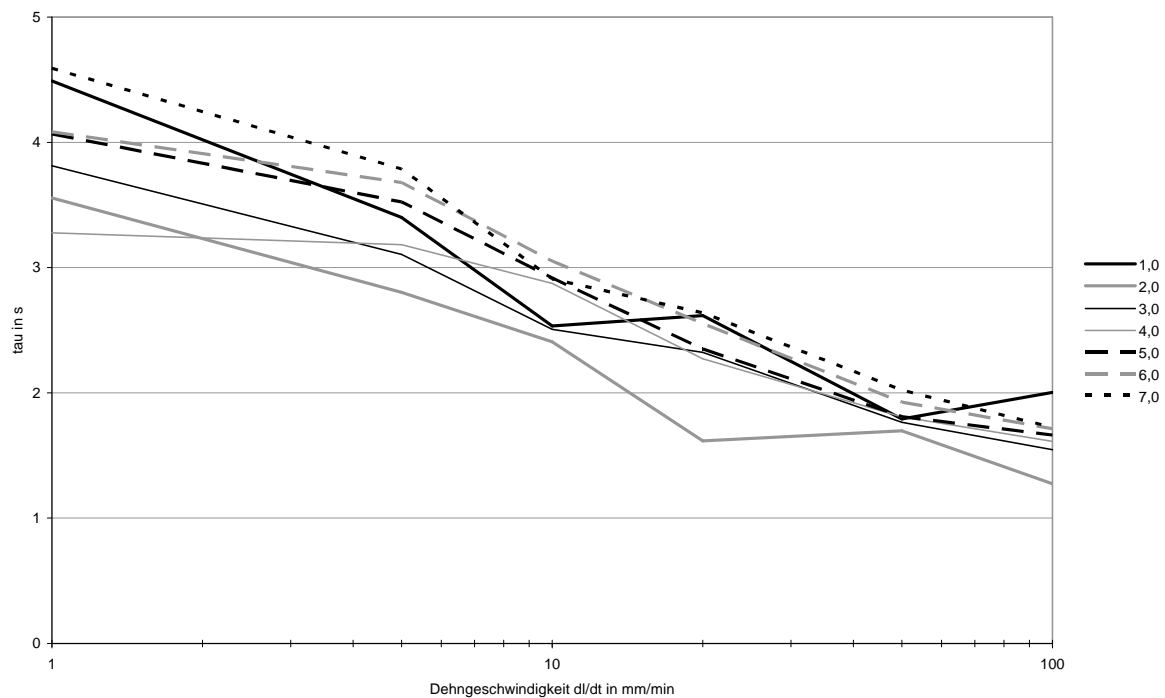


Abbildung 4-34: Zeitkonstante τ für die Entlastung bei der Unterbrechung des Belastungsvorganges über der Dehngeschwindigkeit für Versuch B100-70-...-05-50, $dI/dt = 1, 5, 10, 20, 50, 100$ mm/min

Das Diagramm zeigt die Zeitkonstante τ für die Haltepunkte 1, 2, 3, 4, 5, 6 und 7 über der Dehngeschwindigkeit. Weil die Zeitkonstante τ mit zunehmender Dehngeschwindigkeit sinkt (also der Kraftabfall schneller erfolgt), ist τ nicht als unabhängige Materialkonstante geeignet. Zusätzlich weisen die Versuche eine sehr große Streuung von etwa 30 % auf.

4.6 Versuch mit reinem Martensit

Die bisherigen Versuche wurden immer mit austenitischen Proben durchgeführt. Die Proben in den Zugversuchen durchliefen dabei immer eine Phasenumwandlung von Austenit nach Martensit. Es ist jedoch bisher noch nicht bekannt, in welcher Reihenfolge und in welchem Ausmaß die Umwandlungen stattfinden. Mit dem Zugversuch einer aus reinem Martensit bestehenden Probe soll eine Vergleichskurve für die Be-

stimmung des elektrischen Widerstandes ermittelt werden. Dieser Versuch soll das allgemeine Verständnis für die Messkurven der vorangegangenen Versuche verbessern. Der Versuch gliedert sich in zwei Teilversuche: Im ersten Teil sollen die allgemeinen Werkstoffeigenschaften sowie die bleibende Verformung ermittelt werden. Im zweiten Teil wird der Verlauf des elektrischen Widerstandes im rein elastischen Bereich untersucht. Hierbei ist neben der Belastungskurve auch die Entlastungskurve von entscheidender Bedeutung.

In Abbildung 4-35 ist die Kraft über der Dehnung für die Legierung A, B und C im Anlieferungszustand abgebildet. Der mit „Hysterese“ gekennzeichnete Versuch ist nach 1 % Dehnung um 0,5 % entlastet worden.

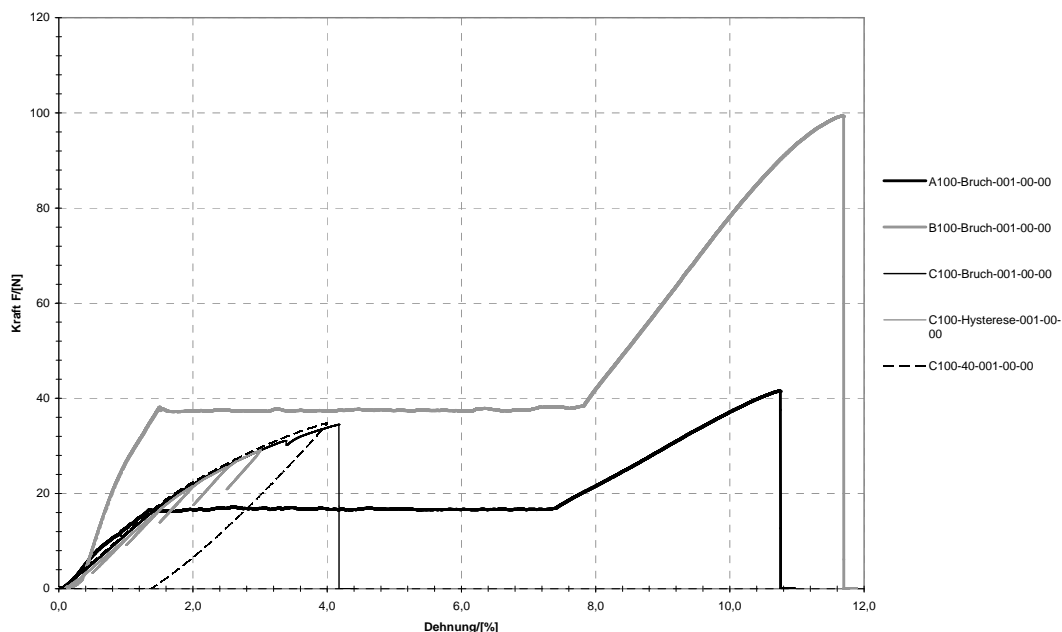


Abbildung 4-35: Kraft über der Dehnung von Versuch ...100-Bruch-001-00-00 für Legierungen A, B, C

Die Legierungen A und B zeigen die bereits bekannten Verläufe der Kraft über der Dehnung. Nach dem Ende des Kraftplateaus steigt die Kraft wieder an, bis es zu einem Bruch der Probe kommt.

Die Legierung C zeigt hier ein grundsätzlich anderes Verhalten (Abbildung 4-36). Bei einer kontinuierlichen Dehnung bis zum Bruch steigt die Kraft bis zu einer Dehnung von 1,7 % analog einer Hookeschen Geraden an, und bei etwa 4,2 % Dehnung kommt es zum Bruch der Probe. Entlastet man die Probe vor dem Erreichen der maximalen Dehnung, so zeigt sich eine Hysterese.

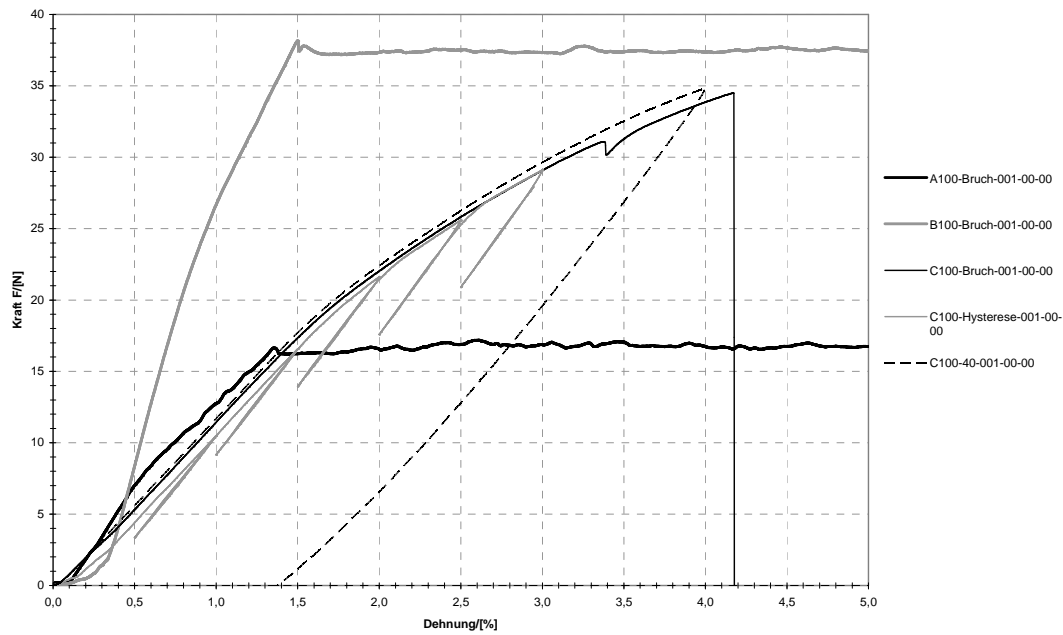


Abbildung 4-36: Kraft über der Dehnung von Versuch ...100-Bruch-001-00-00 für Legierungen A, B, C
(Ausschnitt aus Abbildung 4-35)

In Abbildung 4-37 sind die Kraft und der elektrische Widerstand von Versuch C100-Bruch-001-00-00 über dem Weg dargestellt.

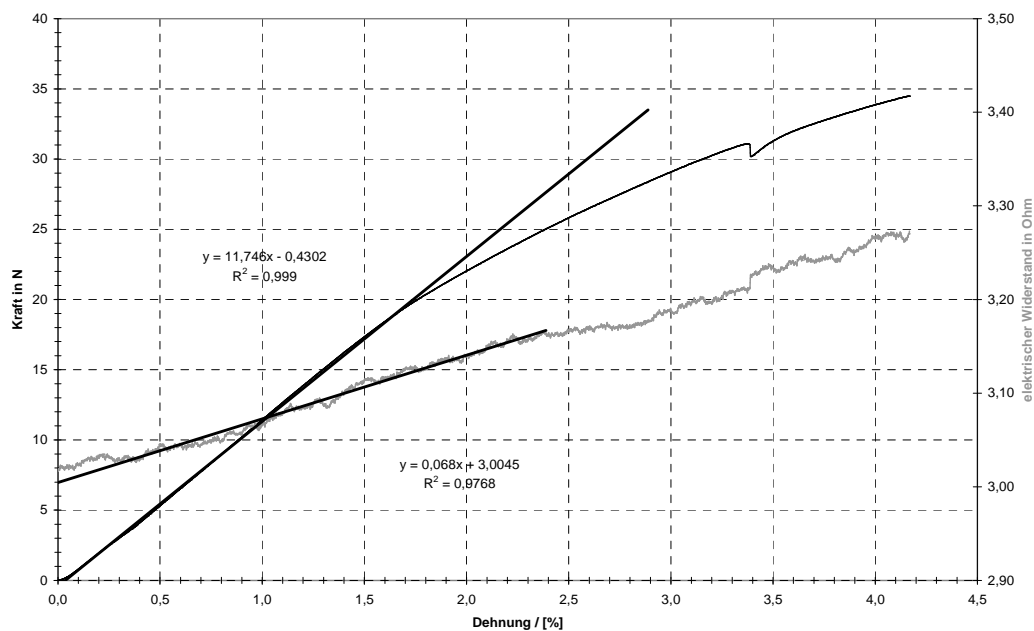


Abbildung 4-37: Versuch C100-Bruch-001-00-00, Gegenüberstellung der Prüfkraft F und des elektrischen Widerstandes R über der Dehnung (Weg)

Die Gerade, die im linearen Bereich der Kraftkennlinie angelegt wurde, besitzt eine Steigung m von 11,746 N/mm. Setzt man die Steigung m in das Hookesche Gesetz $\sigma = E \cdot \varepsilon$, so erhält man einen E-Modul von 37,02 N/mm². Die Probe besitzt vor dem Dehnen einen elektrischen Widerstand von 3,0197 Ω . Verrechnet man den elektrischen Widerstand mit der Länge der Probe von 100 mm und dem Probendurchmesser von 0,201 mm, so erhält man einen spezifischen elektrischen Widerstand ρ von 0,9582 $\Omega\text{m/mm}^2$.

Position	Kraft	E-Modul/[GPa]	elektr. Widerstand
Start der Kennlinie	$y = 11,746x - 0,4302$ $R^2 = 0,999$	37,018	$y = 0,068x + 3,0045$ $R^2 = 0,9768$

Tabelle 4-3: Mechanische und elektrische Eigenschaften der Legierung C (Martensit bei Versuchstemperatur (RT))

In Abbildung 4-38 sind der gemessene und der theoretisch ermittelte elektrische Widerstand für den Versuch C100-40-001-00-00 gegenübergestellt.

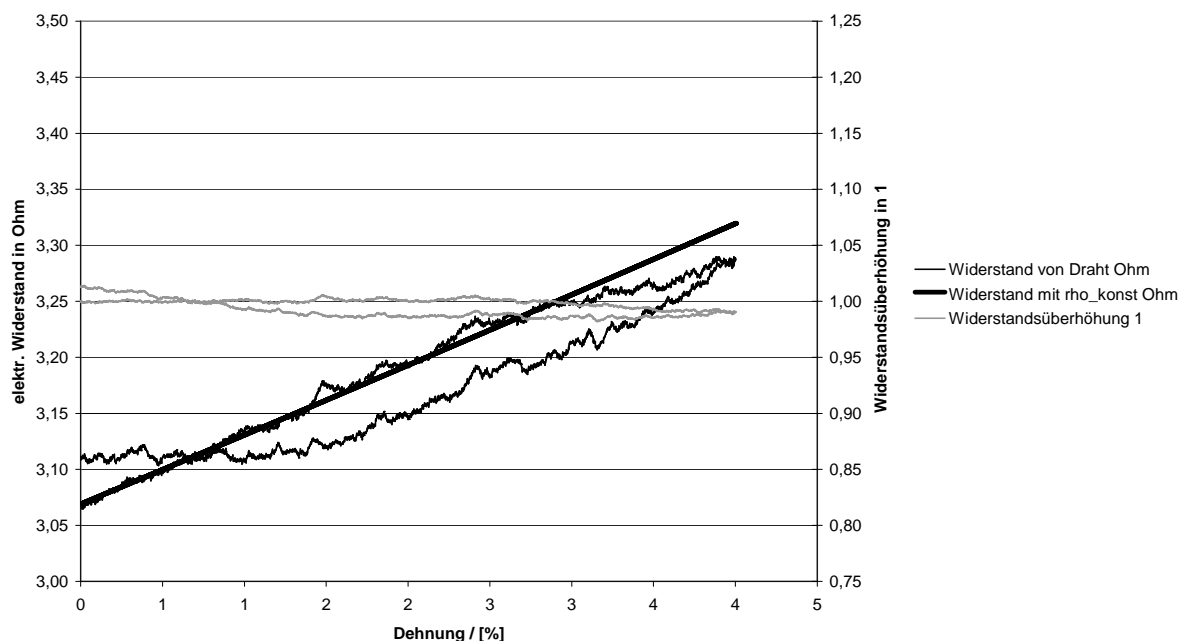


Abbildung 4-38: Theoretischer und absoluter Wert des elektrischen Widerstandes über dem Weg von Versuch C100-40-001-00-00

Der gemessene elektrische Widerstand verhält sich wie sein theoretisch berechneter Verlauf.

Der Vergleich zwischen den Legierungen A, B und C führt zu keinen wesentlichen Erkenntnissen. Bei der Legierung C ist jedoch ein untergeordneter Effekt der Entzwillung zu erkennen (Abbildung 4-36). Bei einer partiellen Entlastung der Probe verhält sich die Kraftkennlinie hysteresesebehaftet. Betrachtet man die Kennlinie C100-40-001-00-00, so kann man feststellen, dass nach der Entlastung eine bleibende Verformung von 1,4 % vorliegt. Die Probe C liegt also in einem Zwischenzustand der Entzwillung vor: d.h. die Probe war schon zum Teil entzwilligt. Bis zu einer Dehnung von ca. 1,7 % scheint die Kraft entlang einer Hookeschen Geraden zu verlaufen, und der elektrische Widerstand verläuft sehr nahe an der theoretisch hergeleiteten Kurve. Diese zwei Indizien lassen den Schluss zu, dass die Probe im vorliegenden Fall bereits teilweise entzwilligt ist. Somit sind die Versuche eine Mischung aus elastischer Dehnung von entzwilligtem Martensit und einer Entzwillung von Martensit.

Damit das bereits entzwilligte Gefüge nicht weiter gedehnt wird, erfolgte im folgenden Versuch eine Wärmebehandlung des Probedrahtes vor dem Zugversuch. Dazu wurde die Probe für 15 Minuten in einem Ofen auf 125 °C erwärmt. Hierbei wurde die Phasenumwandlung in den Austenit vollzogen und dadurch eine eventuell vorher stattgefundene Entzwillung und dementsprechende Dehnung der Probe zurückgestellt. Der Draht wurde erst nach der Wärmebehandlung auf seine Probenlänge geschnitten.

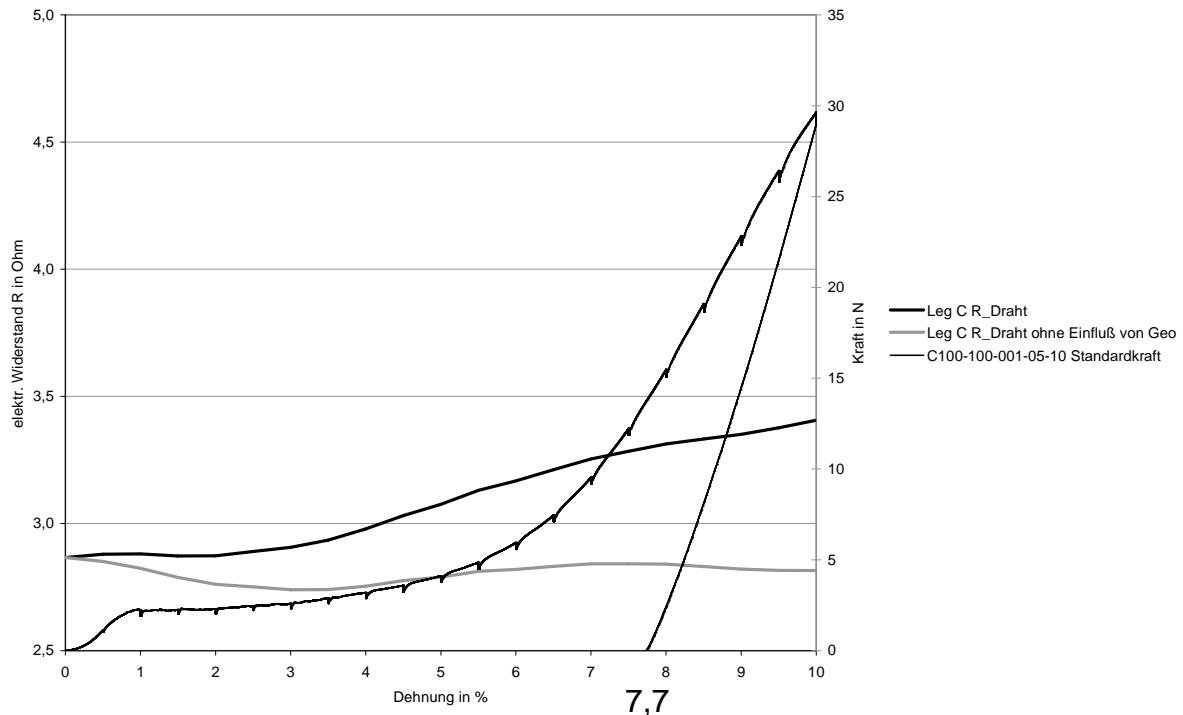


Abbildung 4-39: Kraft und elektrischer Widerstand über der Dehnung von Versuch
C100-100-001-05-15

Man erkennt in Abbildung 4-39 zu Beginn einen leichten Anstieg der Kraft. Zwischen einer Dehnung von 1% bis 4 % bleibt die Kraft nahezu konstant. Darüber hinaus kommt es zu einem stark progressiven Anstieg der Kraftkennlinie. Nach der Entlastung der Probe bleibt eine permanente Verformung von 7,7 % zurück.

Der elektrische Widerstand ist bis zu einer Dehnung von 3 mm annähernd konstant und geht danach in eine steigende Kurve über. Wenn man die Änderung des elektrischen Widerstandes aufgrund der geometrischen Verformung herausrechnet, so erkennt man sogar einen sinkenden elektrischen Widerstand der Probe.

Nach dieser Wärmebehandlung zeigt die Probe im Kraft-Dehnungs-Diagramm ein grundsätzlich anderes Verhalten. Zu Beginn steigt die Kraft an, bis sie bei einer Dehnung von 1 % in einen plateauähnlichen Verlauf übergeht. Hierbei wird die Kraft aufgebracht, die zur Entzwillung des Martensites nötig ist. Ab diesem Zeitpunkt werden die am günstigsten ausgerichteten Bereiche in der Legierung entzwillt. Bei einer Dehnung von mehr als 4 % steigt die Kraft an, die für die Entzwillung des Martensites notwendig ist. Hierbei werden die ungünstig ausgerichteten Domänen entzwillt.

Berücksichtigt man die Verjüngung des Querschnittes aufgrund der Dehnung der Probe, so bleibt der elektrische Widerstand sogar annähernd konstant. Die Entzwillung des Martensites scheint also keinen Einfluss auf den elektrischen Widerstand zu haben.

4.7 Verhalten von Austenit bei erhöhten Temperaturen

Alle vorangegangenen Versuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Die austenitischen Proben durchliefen hierbei immer die Phasenumwandlung von Austenit über die R-Phase in den spannungsinduzierten Martensit.

Im vorliegenden Versuch soll das Verhalten von Kraft und elektrischem Widerstand bei Temperaturen oberhalb von 20 °C untersucht werden. Die Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungs-Kennlinien für die Versuchstemperaturen 20 °C bis 80 °C sind in Abbildung 4-40 abgebildet.

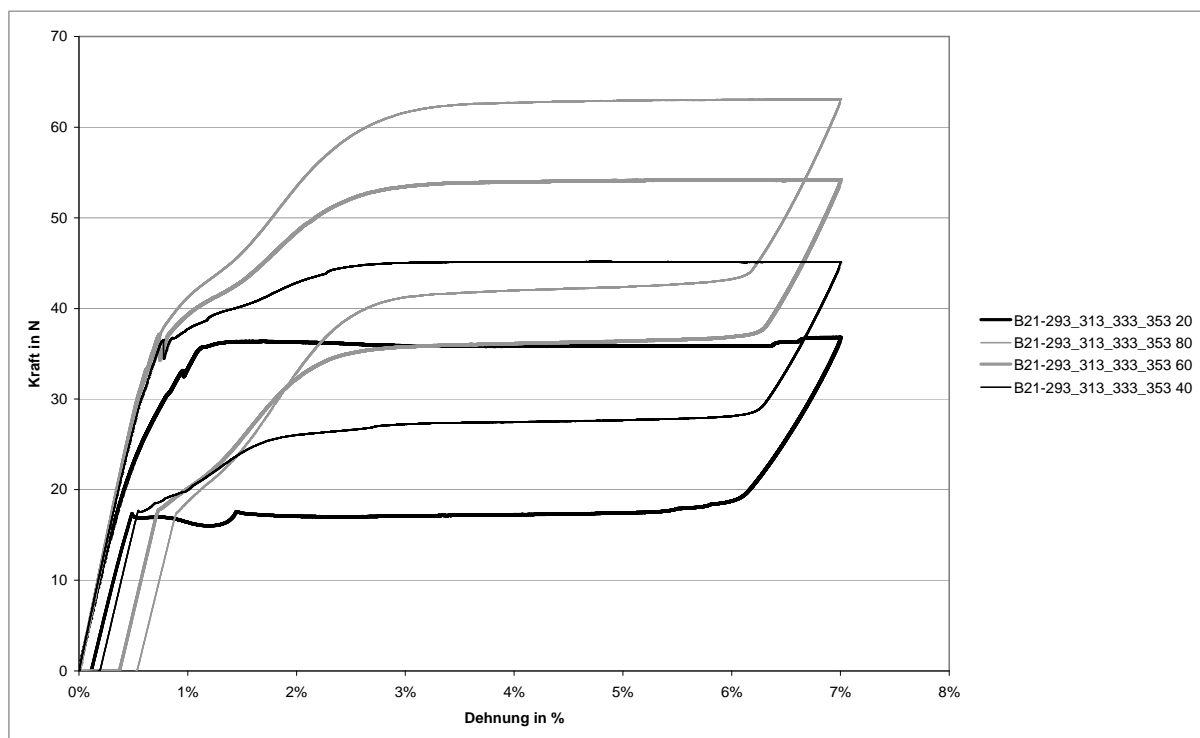


Abbildung 4-40: Kraft-Dehnungs-Kennlinie von Versuch B220-156-00055-00-00 für die Temperaturen 20, 40, 60, 80 °C

Bis zu einer Dehnung von 0,75 % steigt die Prüfkraft bei allen Prüftemperaturen annähernd linear an, danach wächst die Prüfkraft mit einer geringeren Steigung und mündet bei ca. 3 % Dehnung im oberen Kraftplateau. Der Betrag des Kraftplateaus

nimmt mit der Probentemperatur kontinuierlich zu. Trägt man die Plateauspannungen über der Temperatur auf, so erhält man Abbildung 4-41. Die Darstellung der Plateauspannung über der Probentemperatur zeigt eine lineare Abhängigkeit.

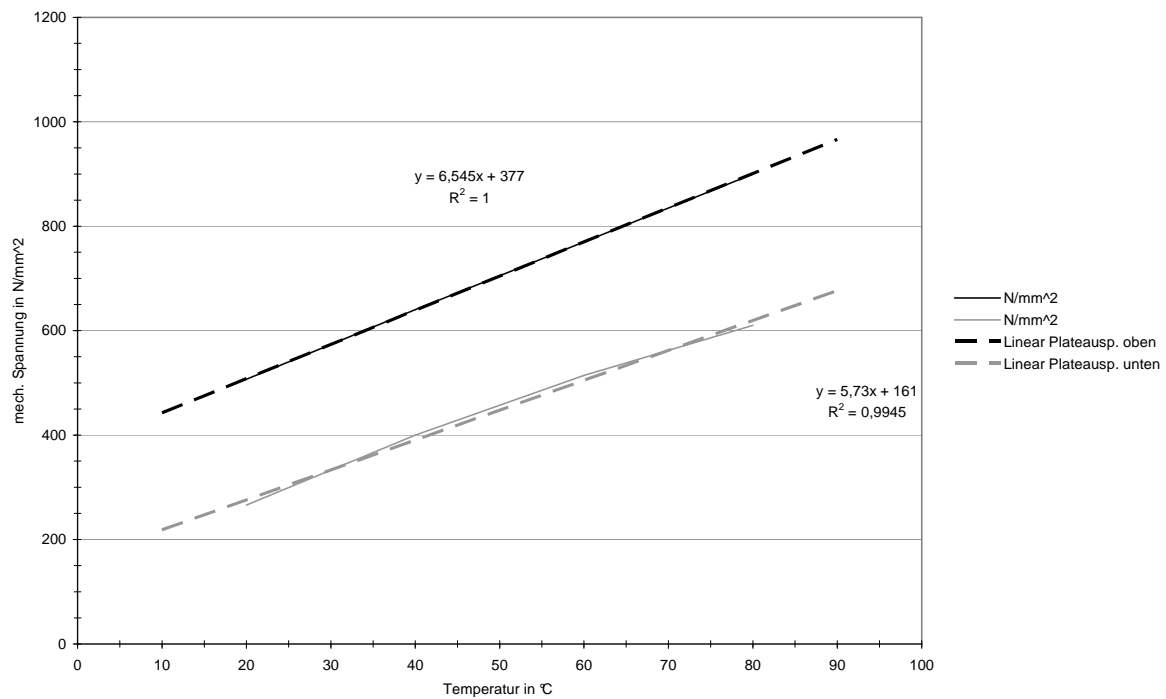


Abbildung 4-41: Temperatur-Plateauspannungs-Kennlinie von Versuch B220-156-00055-00-00 für das obere und das untere Kraftplateau

In Abbildung 4-42 sind die relativen Widerstands-Dehnungs-Kennlinien für die Legierung B abgebildet.

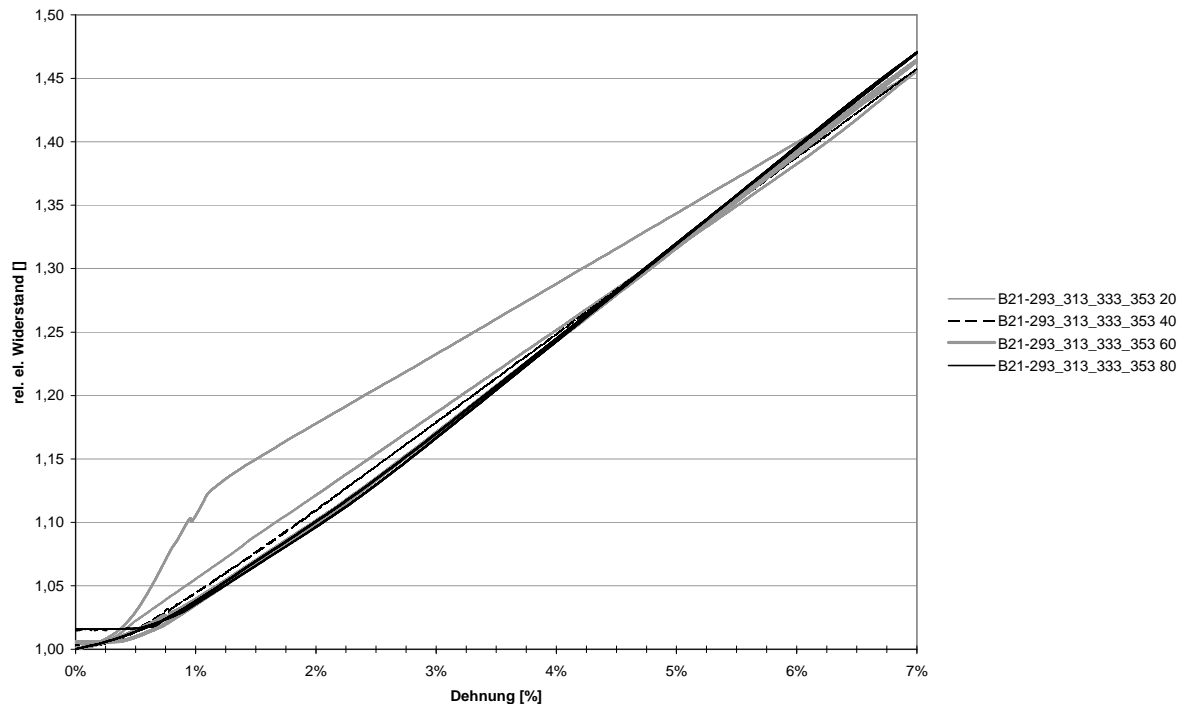


Abbildung 4-42: Relativer elektrischer Widerstand über der Dehnung bei verschiedenen Werkstofftemperaturen (Versuch B220-156-00055-00-00)

Auffällig ist die minimale Widerstandshysterese für die Versuchstemperaturen von 40 °C, 60 °C und 80 °C.

Aufgrund eines nicht-optimalen Versuchsaufbaus kam es bei der Durchführung des Versuches zu einer uneinheitlichen Temperaturverteilung. Hieraus resultiert eine inhomogene Festigkeitsverteilung innerhalb der Probe (siehe Abbildung 4-40: Übergang in die jeweiligen Kraftplateaus). Um den erkannten systematischen Fehler zu eliminieren, müssen die Versuche unter definierten, konstanteren Bedingungen nochmals wiederholt werden. Die folgenden Aussagen sind somit nur Anhaltspunkte. Eine Möglichkeit wäre auch eine orts aufgelöste Kraftmessung durchzuführen. Hierzu müssten an einer geeigneten Zugprobe – entsprechend der Auflösung – mehrere Dehnmessstreifen (DMS) angebracht und die Ergebnisse mit denen des Zugversuches abgeglichen werden.

Ab einer Dehnung von 0,75 % geht die Prüfkraft von der Hookeschen Geraden in atypischem Verlauf in das obere Kraftplateau über. Die gemessenen Kurven weisen hierbei einen wellenförmigen Kraftanstieg auf. Diese Eigenschaft deckt sich nicht mit den Angaben aus der Literatur (z.B. Airoidi [21]), bei welchen die abgebildeten Kenn-

linien einen kurzen, kontinuierlichen Übergangsbereich aufweisen. Bei den vorliegenden Versuchen kommt es vermutlich schon ab einer Dehnung von 0,75 % zu ersten lokalen Phasenumwandlungen. Damit verbunden ist ein Rückgang der Festigkeit der Probe, weil diese nicht über ihre gesamte Länge die Ofentemperatur aufweist. Bei der weiteren Dehnung kommt es in den bereits umgewandelten Bereichen zu plastischen Verformungen, was zu einem weiteren Anstieg der Probenkraft führt. Je ne Teilbereiche mit höherer Probentemperatur werden somit sukzessive umgewandelt. Erst ab einer Dehnung von 4 % geht die Kennlinie in eine Horizontale über. Jetzt ist die Phasenumwandlung auf jenen Probenabschnitt beschränkt, der die Ofentemperatur angenommen hat.

Ignoriert man die atypischen Übergangsbereiche und trägt die ermittelten maximalen Plateauspannungen über der Temperatur auf, so erhält man Abbildung 4-41. Man erkennt, dass die Plateauspannungen mit steigender Temperatur ansteigen. Die jeweilige Plateauspannung ist die kritische Spannung, die für die entsprechende spannungsinduzierte Phasenumwandlung notwendig ist. Somit lassen sich die mechanischen Spannungen, bei denen es zu den entsprechenden Phasenumwandlungen kommt, mit den nachfolgenden Gleichungen aus der Temperatur ϑ berechnen:

$$\text{nach Martensit: } \sigma_{MT} = 6,545 \text{ N/(mm}^2\text{K)} \vartheta + 377 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{nach Austenit: } \sigma_{AT} = 5,73 \text{ N/(mm}^2\text{K)} \vartheta + 161 \text{ N/mm}^2 \quad , \text{ wobei } \vartheta \text{ in } ^\circ\text{C}$$

Bei Formgedächtnislegierungen, die als Aktor eingesetzt werden, ist eine andere Darstellung dieses Sachverhaltes üblich. Meist liegt bei Aktoren eine bestimmte mechanische Last vor, für die eine entsprechende Umwandlungstemperatur gesucht wird. Aus diesem Grunde werden die Kennzahlen für die Phasenumwandlungstemperaturen als $dT/d\sigma$ dargestellt. Die Untersuchungen ergeben für Legierung B nachfolgende Kennzahlen:

$$\text{A}_s\text{-Temperatur: } dA_s/d\sigma \quad 0,175 \text{ N/Kmm}^2$$

$$\text{M}_s\text{-Temperatur: } dM_s/d\sigma \quad 0,153 \text{ N/Kmm}^2$$

Während die Kraft von dem Probenabschnitt mit der geringsten Steifigkeit dominiert wird, fällt der Messfehler beim Probenwiderstand aufgrund der Serienschaltung der einzelnen Teilwiderstände geringer aus. Die in Abbildung 4-42 abgebildeten Messkurven zeigen den elektrischen Widerstand für jeweils einen Zugversuch bei 20 °C, 40 °C, 60 °C und 80 °C. Die gemessenen Kurven können zwar nicht als allgemeingültig betrachtet werden – es ist jedoch bemerkenswert, dass die bei 20 °C gemessene Hysterese bei den weiteren Messungen mit höherer Temperatur nicht mehr vorhanden ist. Die Untersuchungen von Wu [27] bestätigen dieses Ergebnis.

4.8 Elektrischer Widerstand über der Temperatur

Wird eine superelastische Legierung gedehnt, so geht man davon aus, dass im Material Phasenumwandlungen stattfinden. Verändert man die Temperatur des Materials, so finden ebenfalls Phasenumwandlungen statt. Beim Abkühlen einer NiTi-Legierung handelt es sich um die Phasenumwandlungen von Austenit zur R-Phase und von der R-Phase in den Martensit. Bei der Erwärmung kommt es zu einer Phasenumwandlung von Martensit zu Austenit.

Ziel der nachfolgenden Untersuchungen ist es, mit Hilfe der thermischen Phasenumwandlung Rückschlüsse auf die mechanisch induzierte Phasenumwandlung ziehen zu können.

Hierbei werden vor allem die Umwandlungstemperaturen und der elektrische Widerstand betrachtet. Mit Hilfe dieser Ergebnisse (keine Beeinflussung des Ablaufes der Phasenumwandlung durch mechanische Einflüsse) sollen weitere Rückschlüsse auf den Ablauf der spannungsinduzierten Phasenumwandlung gezogen werden.

Zur Kontrolle der Legierung A ist auch für die Legierung C der elektrische Widerstand über der Temperatur untersucht worden.

Hierbei ist zu beachten dass der elektrische Widerstand der Messungen nur Anhaltswerte darstellt, da aufgrund der unterschiedlichen Probenlängen in den verschiedenen Temperierungsgeräten ein unterschiedlicher Einfluss der Übergangswiderstände besteht.

4.8.1 Legierung C im Ofen des Zwickprüfstandes

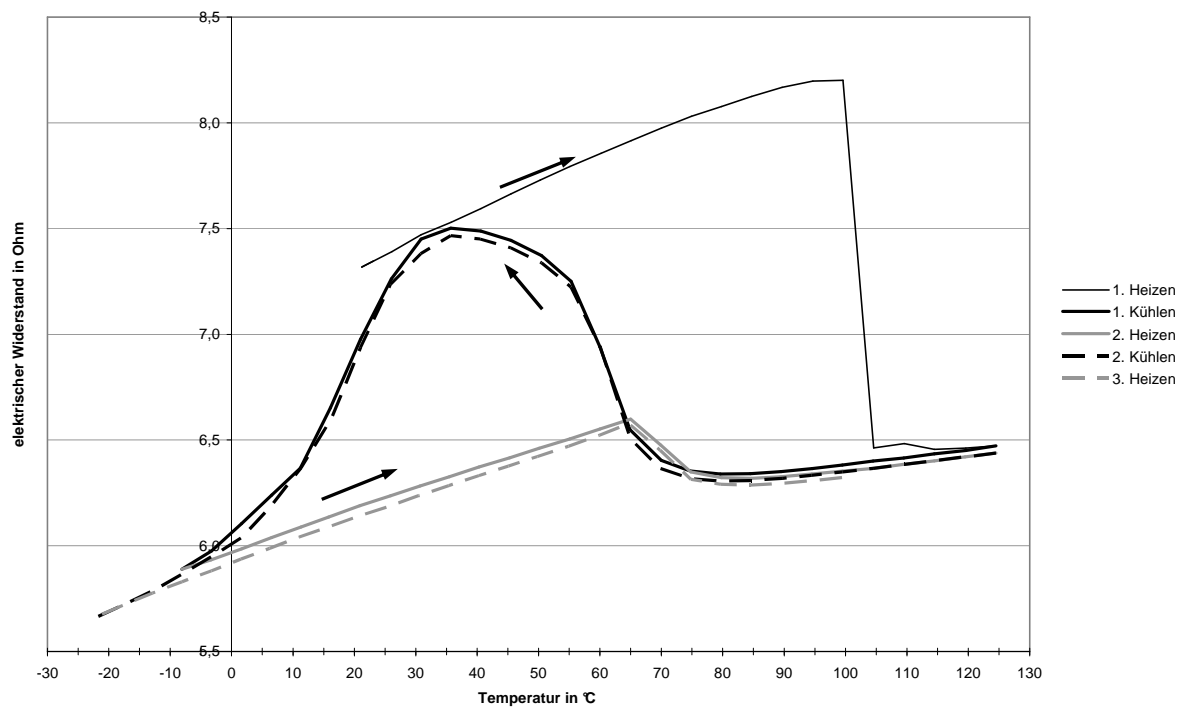


Abbildung 4-43: Elektrischer Widerstand über der Temperatur für Legierung C (Probenlänge 220 mm), gemessen im Ofen des Zwick-Prüfstandes

Bei Raumtemperatur (20 °C) beträgt der elektrische Widerstand 7,32 Ω . Während der ersten Erwärmung steigt der elektrische Widerstand kontinuierlich auf ca. 8,20 Ω an, bis er im Temperaturintervall von 100 °C bis 105 °C auf 6,46 Ω einbricht. Hierbei wird eine Verkürzung des Drahtes beobachtet. Der Draht liegt also in einem entzwilligten Zustand vor.

Beim Abkühlen der Probe von 125 °C auf 85 °C sinkt der elektrische Widerstand kontinuierlich von 6,47 Ω auf 6,35 Ω . Unterhalb einer Temperatur von 85 °C kommt es zu einem steilen Anstieg des elektrischen Widerstandes, der mit 7,51 Ω ein Maximum bei ca. 35 °C aufweist. Danach fällt der elektrische Widerstand nicht-linear, bis er ab ca. 10 °C in eine fallende Gerade übergeht. Beim anschließenden Heizen zeigt sich bis zu einer Temperatur von 65 °C ein linearer Verlauf des elektrischen Widerstandes. Ab hier verkleinert sich der elektrische Widerstand und geht ab ca. 80 °C in eine weitere Gerade über. Die zweite Abkühl- und Heizkurve bestätigt das Ergebnis aus der ersten Messung.

4.8.2 Legierung A in der Klimakammer

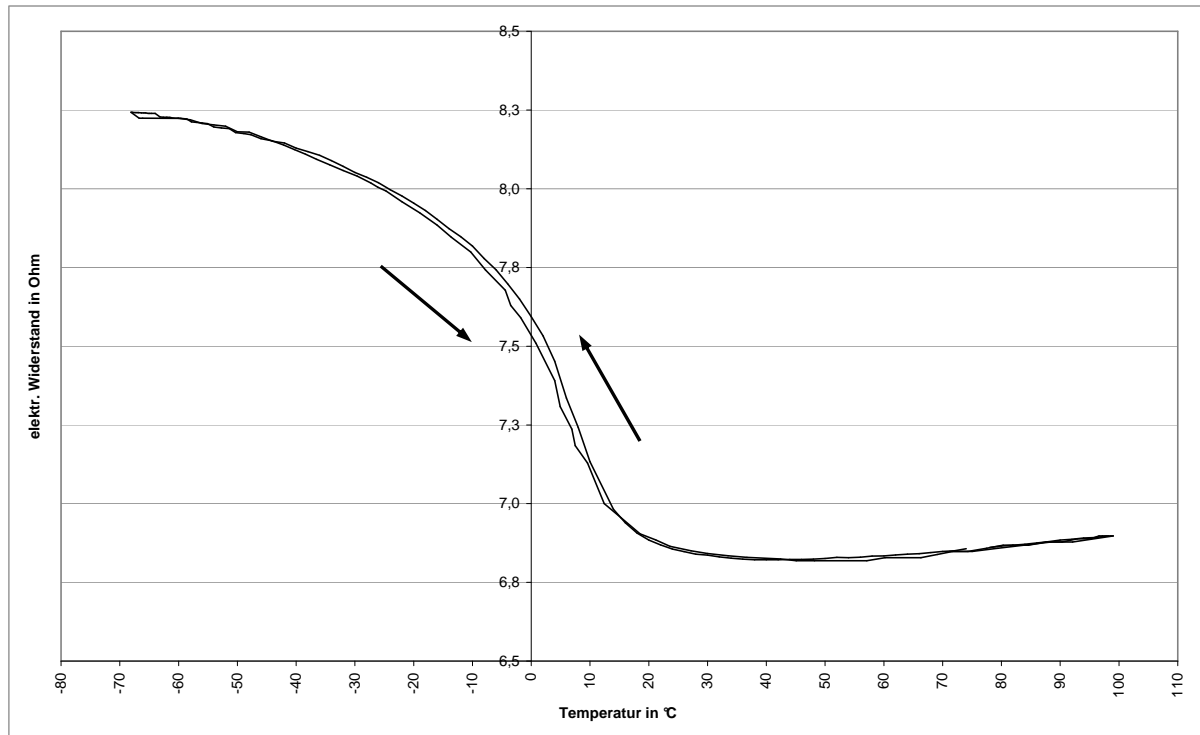


Abbildung 4-44: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung A (Probenlänge 220 mm)

In Abbildung 4-44 erkennt man ausgehend von 100 °C mit sinkender Temperatur einen sinkenden elektrischen Widerstand. Unterhalb einer Temperatur von 40 °C steigt der elektrische Widerstand an und geht bei 15 °C in eine sehr stark steigende Kennlinie über. Bei ca. -70 °C musste die Aufzeichnung der Kennlinie abgebrochen werden, weil die Grenze der verwendeten Klimakammer nur für minimal -70 °C ausgelegt ist. Beim anschließenden Erwärmen der Probe zeigte der elektrische Widerstand ein analoges Verhalten.

4.8.3 Legierung A im Kryostaten

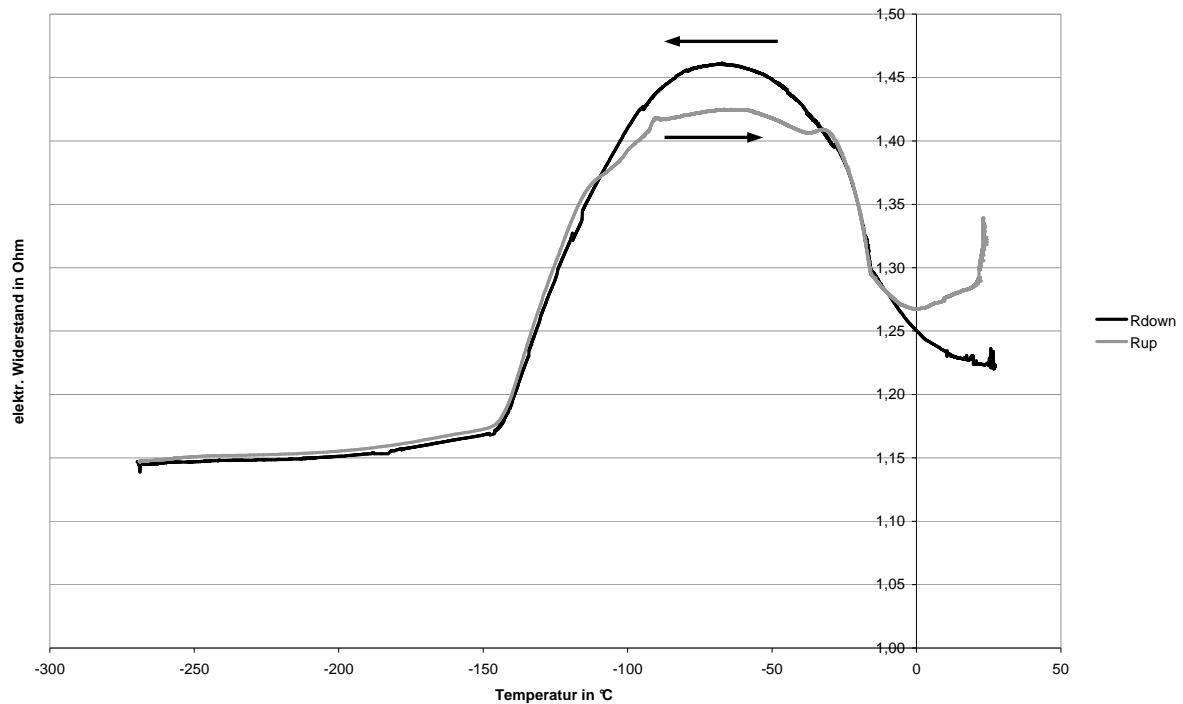


Abbildung 4-45: Temperaturverhalten des elektrischen Widerstandes von Legierung A (Probenlänge ca. 40 mm), gemessen mit einem Kryostaten

Die Kurve R_{up} in Abbildung 4-45 beschreibt den Abkühlvorgang der Legierung. Zuerst steigt der elektrische Widerstand stark an. Bei ca. -70 °C erreicht der elektrische Widerstand sein Maximum mit $1,46\text{ }\Omega$. Danach fällt der elektrische Widerstand stark. Bei -145 °C geht die stark abfallende Kennlinie in eine flachere, abfallende Gerade über. Bei ca. -185 °C reduziert sich die Steigung der Kennlinie ein weiteres Mal. Im Bereich von $-268,8\text{ °C}$ bis -115 °C zeigt der elektrische Widerstand beim Aufheizen das gleiche Verhalten wie beim Abkühlvorgang. Im weiteren Verlauf unterschreitet der elektrische Widerstand die Abkühlkurve, bis er zwischen -25 °C und -10 °C nochmals analog der Abkühlkurve verläuft. Im weiten Verlauf steigt der elektrische Widerstand überproportional an.

Anhand der Untersuchungen des elektrischen Widerstandes der Legierungen A und C wird nachstehend der elektrische Widerstand für die Phasen Austenit, R-Phase und Martensit diskutiert.

4.8.4 Diskussion Legierung C

Die Betrachtung der Legierung C stützt sich auf das bereits aus Abbildung 4-43 bekannte Ergebnis. Ergänzt man diese Kurve mit den Ergebnissen der DSC, so erhält man Abbildung 4-46.

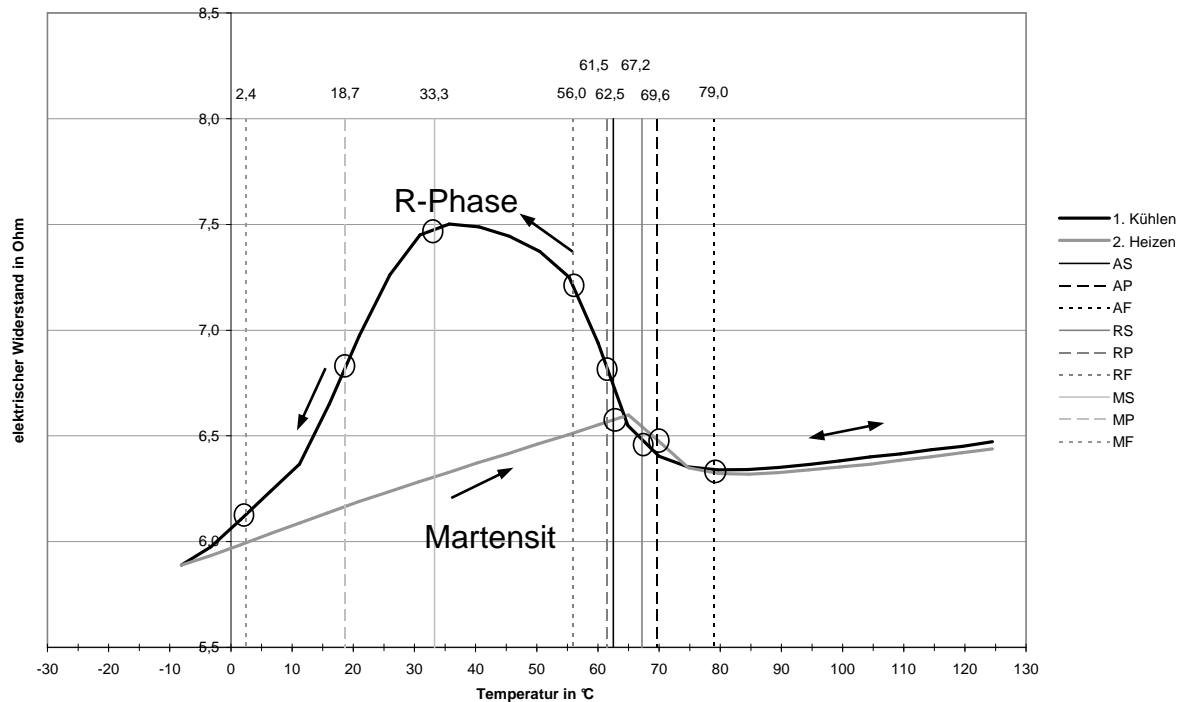


Abbildung 4-46: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung C (Probenlänge 220 mm), DSC von der Probe C

Die Gegenüberstellung der Widerstandsmessung über der Temperatur und der DSC-Untersuchung zeigt sehr auffällige Parallelen. Die Phasen Austenit und Martensit besitzen jeweils lineare Kennlinien. Die ermittelten Phasenumwandlungstemperaturen grenzen die jeweiligen linearen Bereiche der Widerstandsmessung ab.

Nachdem die Kennlinie bei reinem Martensit und bei reinem Austenit jeweils eine Gerade beschreibt, führt dies zu folgender Hypothese:

Der elektrische Widerstand für den spannungsinduzierten Martensit kann über die linearisierte Widerstandskennlinie des Martensites auf die Umgebungstemperatur extrapoliert werden.

In Abbildung 4-47 sind die Linearisierungsfunktionen für den Martensit und den Austenit aufgetragen.

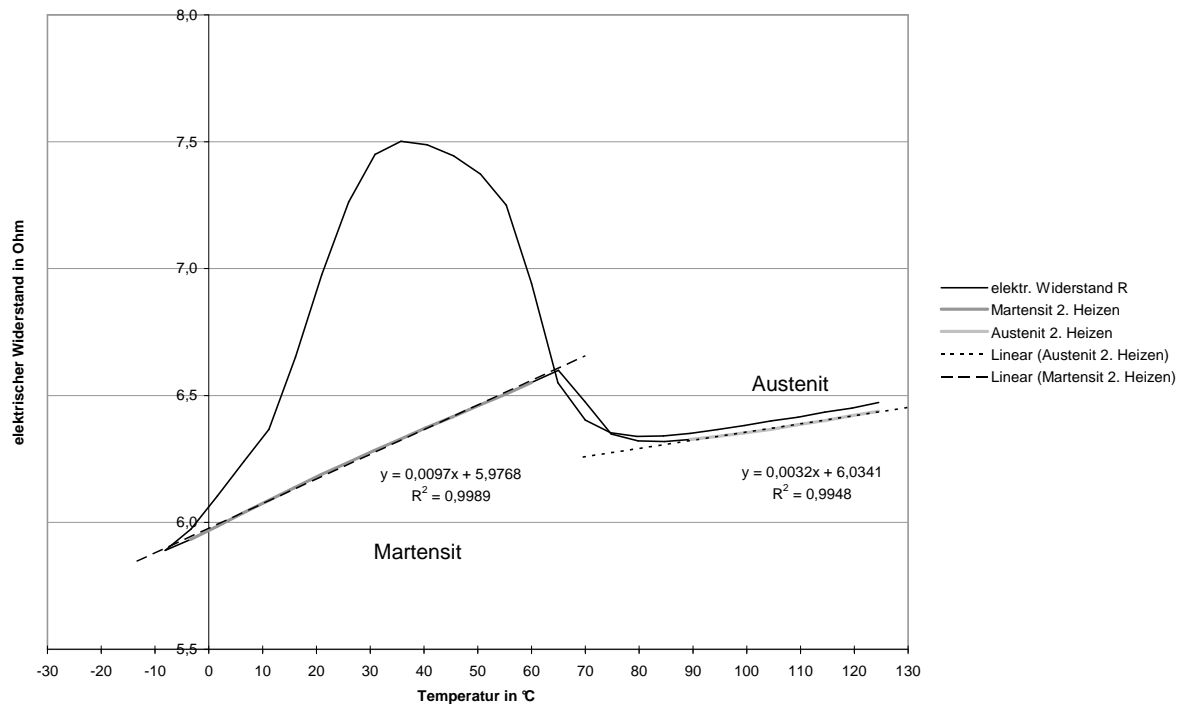


Abbildung 4-47: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung C

Die Linearisierungsfunktionen lauten für:

$$\text{Martensit: } R = 0,0097 T [^{\circ}\text{C}] + 5,9768$$

$$\text{Austenit: } R = 0,00322 T [^{\circ}\text{C}] + 6,0341$$

Eine Ausnahme hierbei bildet der elektrische Widerstand der R-Phase. Aus dem oben gezeigten Diagramm erkennt man für die R-Phase ein nicht-lineares Verhalten des elektrischen Widerstandes über der Temperatur. Aus dieser Tatsache erscheint eine Extrapolation des elektrischen Widerstandes der R-Phase nicht möglich.

4.8.5 Diskussion Legierung A

Die Messung des elektrischen Widerstandes der Legierung A in der Klimakammer ergab das in Abbildung 4-44 dargestellte Verhalten. Hierbei zeigte sich eine annähernd hysteresefreie Kennlinie. Vergleicht man die vorliegende Kennlinie mit der bereits besprochenen Kennlinie der Legierung C, so erkennt man, dass die Phasen-

umwandlung in diesem Fall nicht vollständig stattfand, da die Probe nicht weit genug abgekühlt werden konnte. Bei der Erwärmung kam es somit zu einer Phasenumwandlung von der R-Phase in den Austenit.

Dieser Versuch zeigt, dass die Phasenumwandlung von der R-Phase nach Martensit unterhalb von $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ stattfindet. Für eine Kontrollmessung des elektrischen Widerstandes wurde eine Probe in flüssigen Stickstoff getaucht. Diese Messung zeigte einen Widerstand, der sich über dem prognostizierten Widerstand von Martensit befand. Aus dem vorangegangenen Versuch mit Legierung C wurde jedoch für Martensit gegenüber dem Austenit ein geringerer elektrischer Widerstand erwartet. Daher liegt die Vermutung nahe, dass sich die erwartete Phasenumwandlung unterhalb des Siedepunktes von Stickstoff befindet. Damit diese Phasenumwandlung noch registriert werden kann, wird eine weitere Untersuchung in einem mit Helium gekühlten Kryostaten durchgeführt.

Die gezeigte Untersuchung weist einen sehr ähnlichen Verlauf zwischen dem Abkühl- und Erwärmungsvorgang auf. Der starke Anstieg des Widerstandes über dem Gefrierpunkt wird hierbei nicht diskutiert.

Die temperaturgeführten Umwandlungsversuche zeigen einen grundsätzlichen Unterschied im Umwandlungsverhalten von superelastischen FGL und aktorischen FGL. Hierbei weist die SEFGL eine Rückumwandlung von Martensit über R-Phase in den Austenit auf, wobei die aktorischen FGL hingegen direkt vom Martensit in den Austenit umwandelt. Den Hauptunterschied zwischen diesen beiden Arten von FGL stellen die Umwandlungstemperaturen dar.

Betrachtet man Abbildung 4-48 so zeigt sich eine Abhängigkeit der Umwandlungstemperaturen von der anliegenden Kraft.

Die Umwandlungstemperaturen einer SEFGL werden nach dieser Darstellung durch das Anlegen einer mechanischen Spannung zu höheren Temperaturen hin verschoben. Somit könnte eine SEFGL, deren M_s unterhalb der Raumtemperatur liegt, durch Anlegen einer äußeren Kraft auch bei Raumtemperatur schon in den Martensit umwandeln. Es zeigt sich also, dass lediglich die Umwandlungstemperatur die Differenzierung zwischen SEFGL und aktorischen FGL beschreibt.

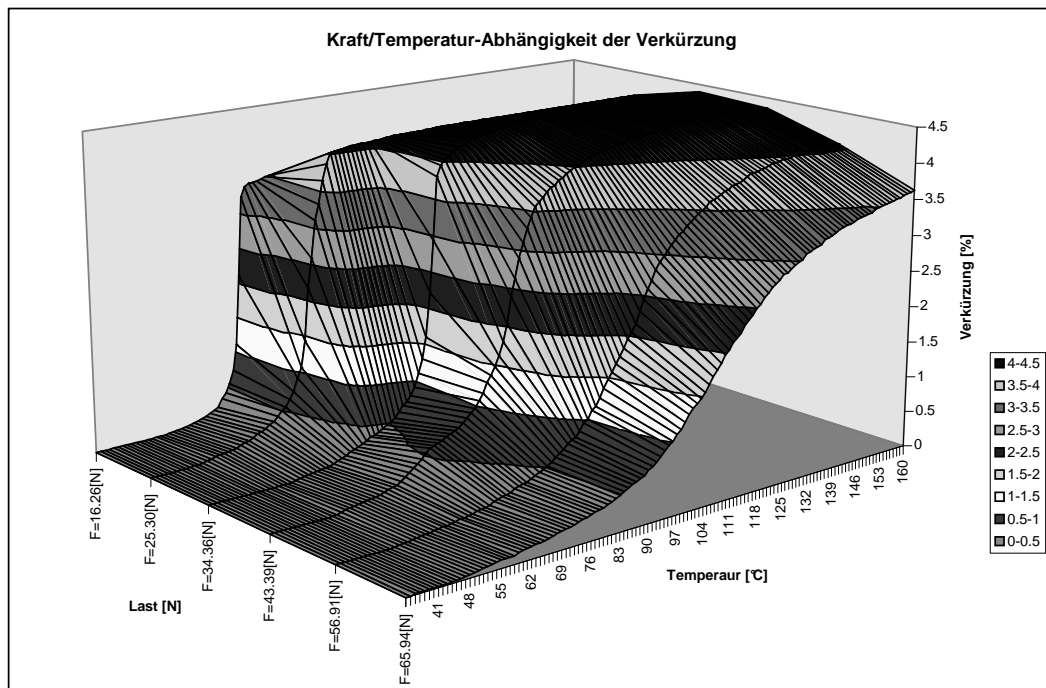


Abbildung 4-48: Kraft-Temperatur-Abhängigkeit der Umwandlungstemperaturen [14]

Abbildung 4-49 zeigt die Temperaturabhängigkeit des Umwandlungsverhaltens von FGL nach Novák und Sittner [34]. Ob eine FGL von Martensit direkt in Austenit oder über die R-Phase in den Austenit umwandelt, ist demnach von der Umgebungstemperatur der Legierung abhängig. Somit ist auch das unterschiedliche Verhalten der Legierungen A und C zu erklären.

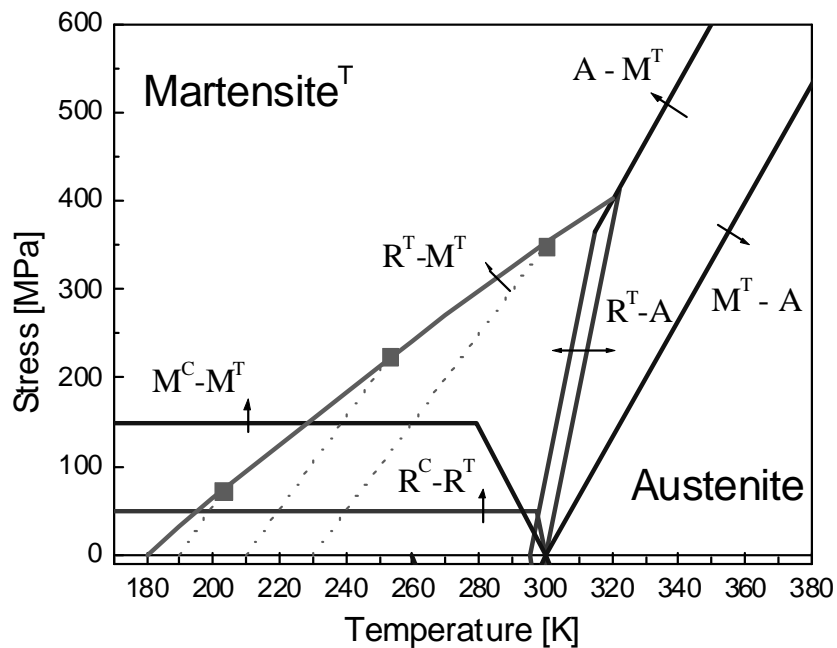


Abbildung 4-49: Temperaturabhängigkeit des Umwandlungsverhaltens [34]

5 Sequentielle Einflussanalyse SQEA

Mit der Sequentiellen Einflussanalyse soll eine einfache, versuchsgestützte Methode entwickelt werden, welche Schlüsse auf das Phasenumwandlungsverhalten und die Bestandteile der einzelnen Phasen einer SEFGL während eines Dehnprozesses zulässt. Hierbei wird mit den Erkenntnissen des Standes der Technik der zu erwartende elektrische Widerstand für einen postulierten Umwandlungsablauf des SEFGL-Drahtes aus den vorhandenen Daten berechnet und mit der tatsächlich ermittelten Widerstandskurve verglichen.

Die Berechnung des elektrischen Widerstandes erfolgt dabei zum einen mit möglichst vielen Variationen der vorliegenden Daten und mit gezielter Minimierung der Einflussparameter zum anderen. Es werden dementsprechend Variationen der Phasenumwandlungsmodelle angefertigt, welche vom einfachsten Ablauf der Phasenumwandlung bis hin zum komplexesten Verlauf, aber auch vom wahrscheinlichsten bis hin zum unwahrscheinlichsten Verlauf der Phasenumwandlung alle Möglichkeiten abdecken.

Hierzu werden für Legierung A bei Raumtemperatur die folgenden Annahmen getroffen:

- Ist eine Probe vollständig entlastet, so besteht diese aus reinem Austenit und hat einen Widerstand von $2,752\ \Omega$.
- Bei einer Dehnung von 7 % ist die Phasenumwandlung von Austenit bzw. R-Phase nach Martensit vollständig vollzogen. Daher hat der Martensit einen elektrischen Widerstand von $3,520\ \Omega$.
- Der elektrische Widerstand der R-Phase wird angepasst und mit der tatsächlichen, repräsentativen Messkurve verglichen. Sein Betrag gibt einen Anhaltspunkt darüber, in wie weit die entsprechende Variation ein geeignetes Modell der Phasenumwandlung darstellt.
- Die gesamte Dehnung erfolgt bei Volumenkonstanz.
- Bei der Berechnung des elektrischen Widerstandes der einzelnen Phasen wird die mechanische Dehnung berücksichtigt.

- Die jeweiligen Phasenumwandlungen erfolgen immer linear bzw. proportional zur Dehnung.
- Der gesamte elektrische Widerstand errechnet sich aus der Summe der Teilwiderstände für Austenit R_A , R-Phase R_{Rh} und Martensit R_M .

Die aus der Literatur bekannten Phasenübergänge zwischen Austenit, R-Phase und Martensit wurden auf die vorliegende Formgedächtnislegierung NiTi angewandt.

Die Darstellung der Variationen der SQEA erfolgt immer in derselben Anordnung. Auf der linken Seite ist jeweils der Längenanteil von den Phasen Austenit A, R-Phase Rh und Martensit M in % abgebildet. Die rechte Seite zeigt den kumulierten elektrischen Widerstand R der einzelnen Teilwiderstände R_{Rh} , R_M und R_A und den elektrischen Widerstand der Referenzprobe.

5.1 SQEA - Variationen

Im Rahmen der Untersuchung entstanden die im Nachfolgenden aufgeführten Variationen der SQEA.

Nr.	System	Kurzbeschreibung
1a	2-phasig	Direkte Phasenumwandlung von Austenit nach Martensit
1b	2-phasig	Phasenumwandlung von Austenit nach Martensit erst nach einer Vorspannung
2a	3-phasig	Direkte Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase: nach einer Dehnung von 1,25 % wandelt das Austenit direkt in Martensit um
2b	3-phasig	Direkte Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase: nach einer Dehnung von 0,5 % wandelt der Austenit direkt in Martensit um.
2c	3-phasig	Nach einer Vorspannung, die bei 0,5 % Dehnung erreicht ist, wandelt das Austenit in die R-Phase um. Ab einer Dehnung von 1,25 % bleibt der Anteil der R-Phase konstant, und der Austenit wandelt direkt in Martensit um.
3a	3-phasig	Seriell ablaufende Phasenumwandlungen zwischen 0 % und 1,25 % Dehnung
3b	3-phasig	Seriell ablaufende Phasenumwandlungen zwischen 0,5 % und 7,0 % Dehnung
4a	3-phasig	Direkte Phasenumwandlung ab 0 % Dehnung von Austenit in die R-Phase, die bei 1,25 % Dehnung von einer Umwandlung von Austenit und R-Phase in Martensit abgelöst wird
4b	3-phasig	Oberhalb von 0,5 % Dehnung erfolgt die Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase, die bei 1,25 % Dehnung in eine Umwandlung von Austenit und R-Phase in Martensit übergeht
5a	3-phasig	Direkte Phasenumwandlung von Austenit in R-Phase und in Martensit zu gleichen Teilen: ab 1,25 % Dehnung entsteht Martensit aus der verbleibenden R-Phase
5b	3-phasig	Oberhalb einer Dehnung von 0,5 % erfolgt die Phasenumwandlung von Austenit in R-Phase und Martensit zu gleichen Teilen; ab 1,25 % Dehnung entsteht der Martensit aus der verbleibenden R-Phase
5c	3-phasig	Ab einer Dehnung von 0,5 % entsteht aus dem Austenit die R-Phase: oberhalb einer Dehnung von 1,25 % bildet sich aus dem verbliebenen Austenit der Martensit, die R-Phase bleibt konstant

Tabelle 5-1: SQEA-Variationen

Die nachfolgenden Variationen berücksichtigen jeweils die mechanische Verlängerung und die dadurch resultierende Querschnittsreduzierung bei der Berechnung der Teilwiderstände.

SQEA-Variation 1a

Annahme: Bei der SQEA-Variation 1a handelt es sich um ein 2-phasiges System. Zwischen 0 % und 7 % Dehnung wandelt der vorhandene Austenit linear in Martensit um.

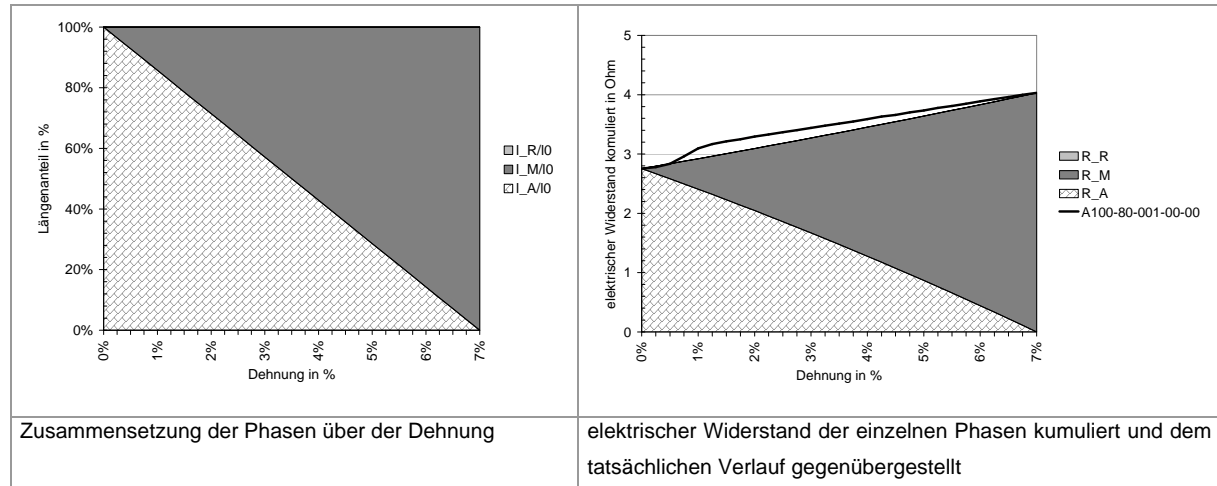


Abbildung 5-1: SQEA-Variation 1a

Der theoretisch hergeleitete elektrische Widerstand weicht stark von der gemessenen Kurve ab. Sowohl der Anteil des elektrischen Widerstandes, welcher rein von der Probengeometrie abhängig ist, als auch die ausgeprägte Überhöhung des elektrischen Widerstandes zwischen 0,5 % und 7,0 % Dehnung wird nicht berücksichtigt.

SQEA-Variation 1b

Annahme: In der SQEA-Variation 1b findet die erste Phasenumwandlung erst nach einer Vorspannung statt, die bei einer Dehnung von 0,5 % erreicht ist. Zwischen 0,5 % und 7,0 % Dehnung wandelt der Austenit in den Martensit um.

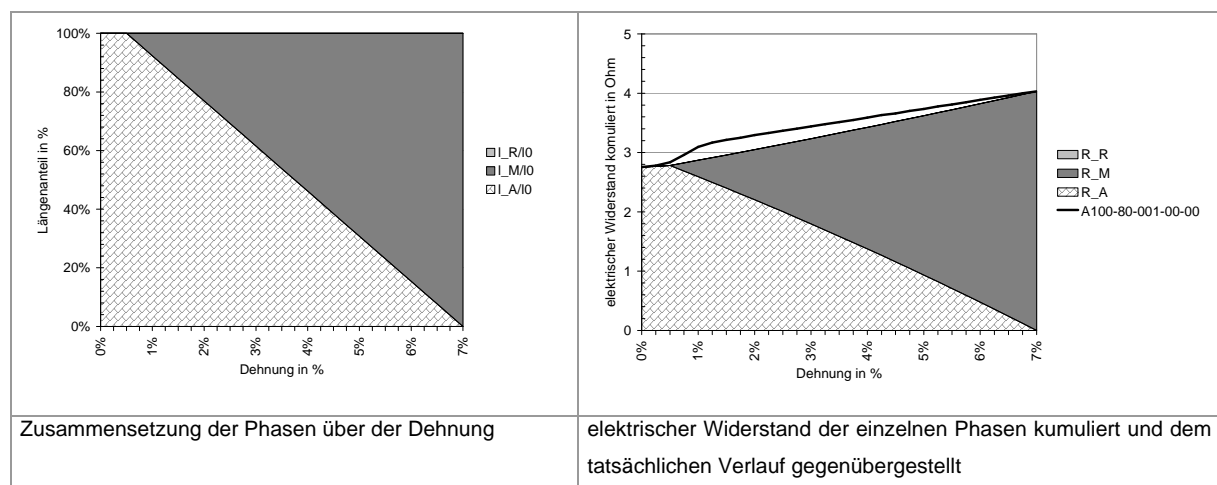


Abbildung 5-2: SQEA-Variation 1b

Gegenüber der SQEA-Variation 1a reicht die Interpretation 1b näher an den tatsächlichen Verlauf des elektrischen Widerstandes heran. Bis zu einer Dehnung von 0,5 % ist der Verlauf des elektrischen Widerstandes annähernd beschrieben. Darüber hinaus fehlt jedoch zwischen einer Dehnung von 0,5 % bis 7,0 % die in der Referenzkurve vorhandene, signifikante Überhöhung des elektrischen Widerstandes.

SQEA-Variation 2a

Annahme: Die SQEA-Variation 2a basiert auf einer 3-phasigen Gefügeumwandlung. Hierbei soll die Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase direkt bei der ersten Dehnung beginnen. Nach 1,25 % Dehnung wandelt der Austenit scheinbar direkt in Martensit um. Hierbei wäre auch vorstellbar, dass sich in der gleichen Größenordnung R-Phase aus Austenit und Martensit aus R-Phase bildet. Nachdem der Austenit bei 5,75 % Dehnung vollständig umgewandelt ist, wird die noch vorhandene R-Phase in Martensit überführt.

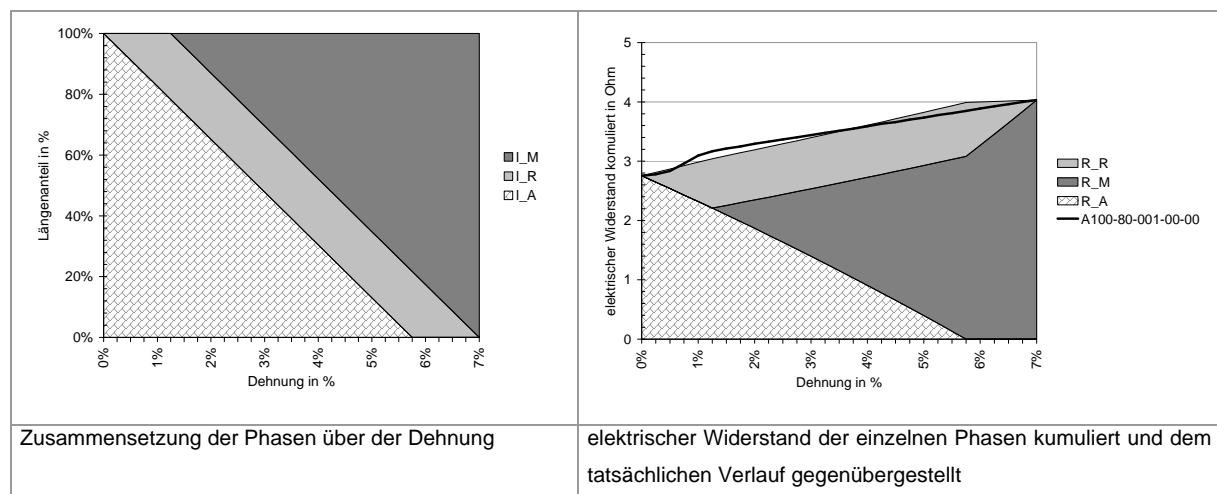


Abbildung 5-3: SQEA-Variation 2a

Mit dem Einbezug der R-Phase kann jetzt erstmals die Überhöhung des elektrischen Widerstandes aus der Referenzprobe in gewissen Grenzen nachvollzogen werden. Die theoretische Beschreibung des elektrischen Widerstandes weicht jedoch noch sehr weit von der tatsächlichen Kurve ab. Zudem ist der elektrische Widerstand der R-Phase mit 3,740 Ω nur wenig über dem elektrischen Widerstand von Martensit mit 3,520 Ω angesetzt.

SQEA-Variation 2b

Annahme: Die SQEA-Variation 2b ist eine Abwandlung der Variation 2a. Hierbei beginnt die Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase direkt bei der ersten Dehnung. Bereits nach einer Dehnung von 0,5 % (Variation 2a: 1,25 % Dehnung) wandelt der Austenit scheinbar direkt in Martensit um. Nachdem der Austenit bei 6,5 % Dehnung vollständig umgewandelt ist, wird die vorhandene R-Phase in Martensit überführt.

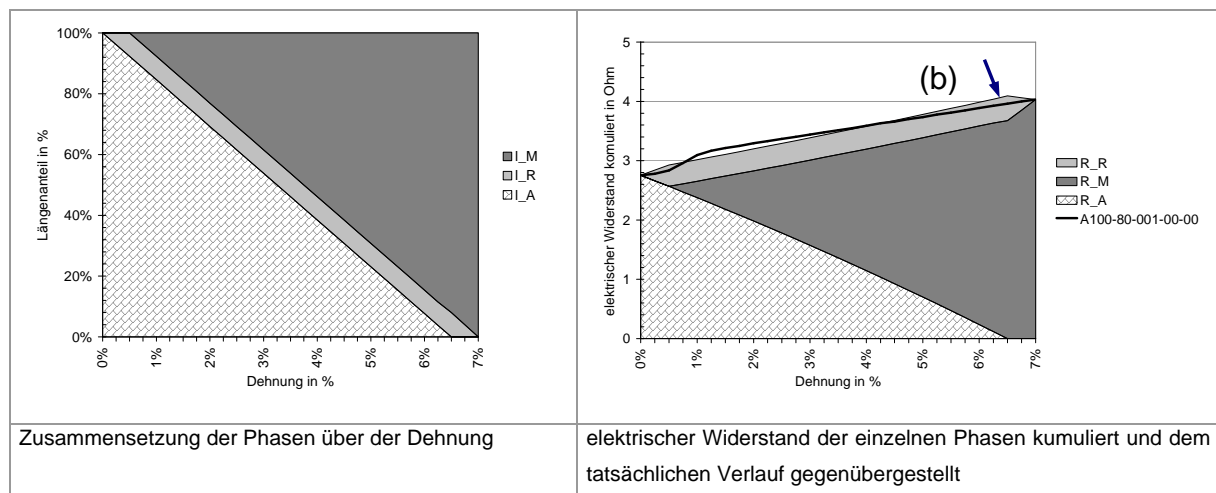


Abbildung 5-4: SQEA-Variation 2b

Die Überhöhung des elektrischen Widerstandes aus der Referenzprobe kann mit dieser SQEA-Variation nur in gewissen Grenzen nachvollzogen werden. Die theoretisch hergeleitete Kurve des elektrischen Widerstandes weist bei 6,5 % Dehnung eine Überhöhung auf (b), welche die Referenzkurve nicht aufweist. Der elektrische Widerstand der R-Phase beträgt $4,625 \Omega$ und steht somit in einem realistischen Verhältnis zum angenommenen elektrischen Widerstand von Martensit ($3,520 \Omega$).

SQEA-Variation 2c

Annahme: Die SQEA-Variation 2c baut auf der vorhergehenden SQEA-Variation 2b auf. Hier erfolgt erst nach einer Vorspannung, die bei 0,5 % Dehnung erreicht ist, die Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase. Ab einer Dehnung von 1,25 % bleibt der Anteil der R-Phase konstant und der Austenit wandelt scheinbar direkt in Martensit um. Der Austenit ist ab einer Dehnung von 6,25 % vollständig verschwunden, und die verbliebene R-Phase wird in Martensit umgewandelt.

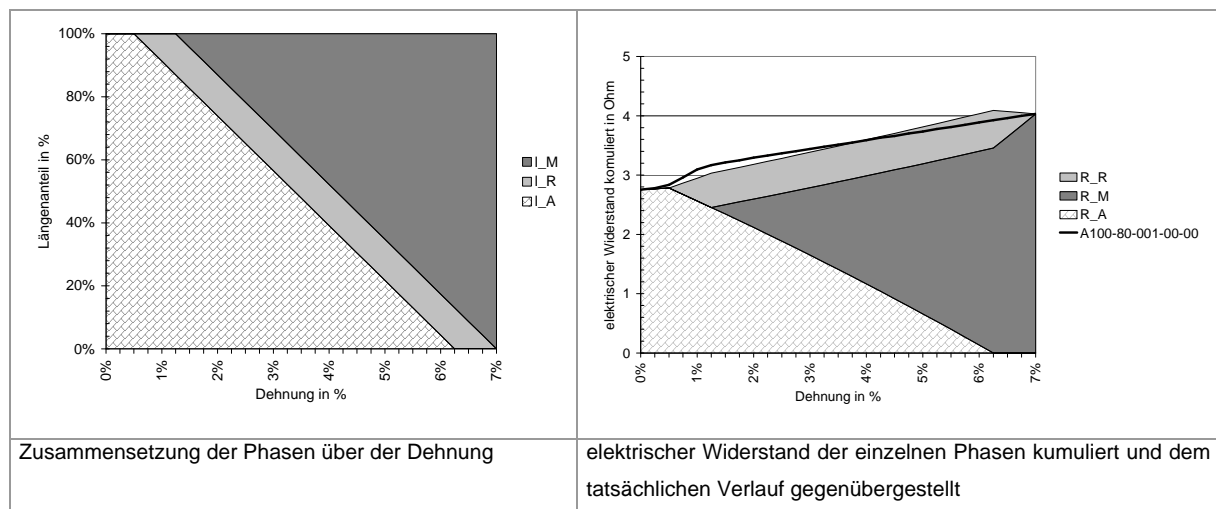


Abbildung 5-5: SQEA-Variation 2c

Diese SQEA-Variation berücksichtigt den Verlauf des elektrischen Widerstandes bis zu einer Dehnung von 0,5 %. Darüber hinaus besitzt die SQEA-Variation einen Anstieg des elektrischen Widerstandes, welcher der Referenzkurve ähnelt. Der ermittelte elektrische Widerstand der R-Phase liegt mit $4,317 \Omega$ in einem realistischen Verhältnis zu jenem vom Martensit. Bei einer Dehnung von 6,25 % ist jedoch beim theoretisch hergeleiteten Verlauf ein höherer Widerstand vorhanden, der so in der Referenzkurve nicht auftritt.

SQEA-Variation 3a

Annahme: Die SQEA-Variation 3a zeigt eine Phasenumwandlung, bei der sich der Austenit zwischen 0 % und 0,5 % Dehnung vollkommen in die R-Phase umwandelt. Danach findet eine weitere vollständige Phasenumwandlung von der R-Phase nach Martensit statt.

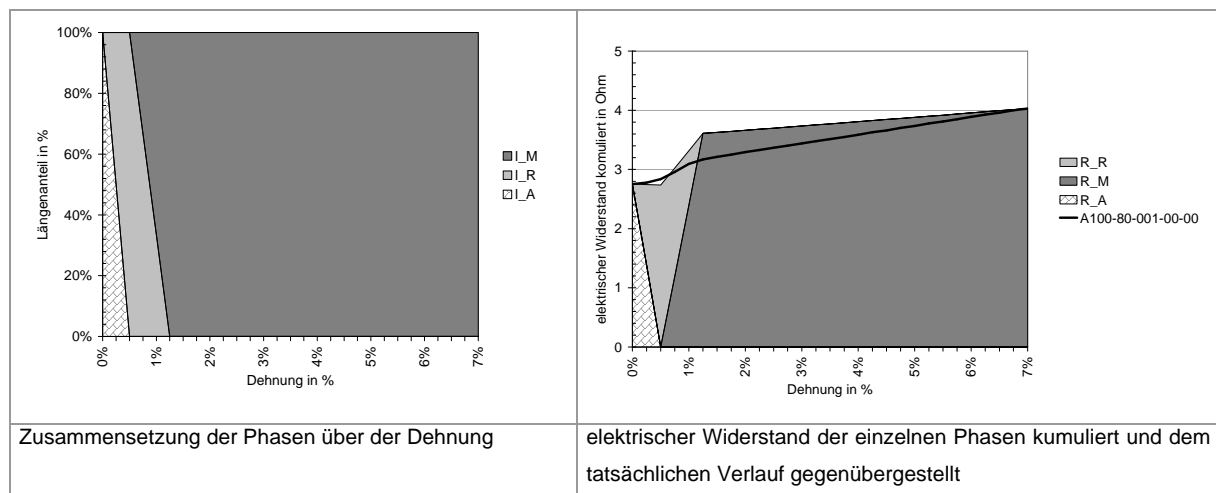


Abbildung 5-6: SQEA-Variation 3a

Gegenüber den hier beschriebenen SQEA-Variationen ist die SQEA-Variation 3a am wenigsten geeignet, die Umwandlungsvorgänge im Gefüge zu beschreiben. Die theoretisch hergeleitete Kurve beschreibt nur andeutungsweise den tatsächlichen Verlauf des elektrischen Widerstandes. Zusätzlich ist hier ein elektrischer Widerstand der R-Phase von 2,708 Ω angesetzt, der vergleichbar mit dem ermittelten Widerstand des Austenits ist.

SQEA-Variation 3b

Annahme: Die erste Phasenumwandlung findet erst nach einer Vorspannung statt, die bei einer Dehnung von 0,5 % erreicht ist. Zwischen 0,5 % und 1,25 % läuft eine vollständige Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase ab. Die zweite Phasenumwandlung geschieht zwischen 1,25 % und 7,0 % von der R-Phase nach Martensit.

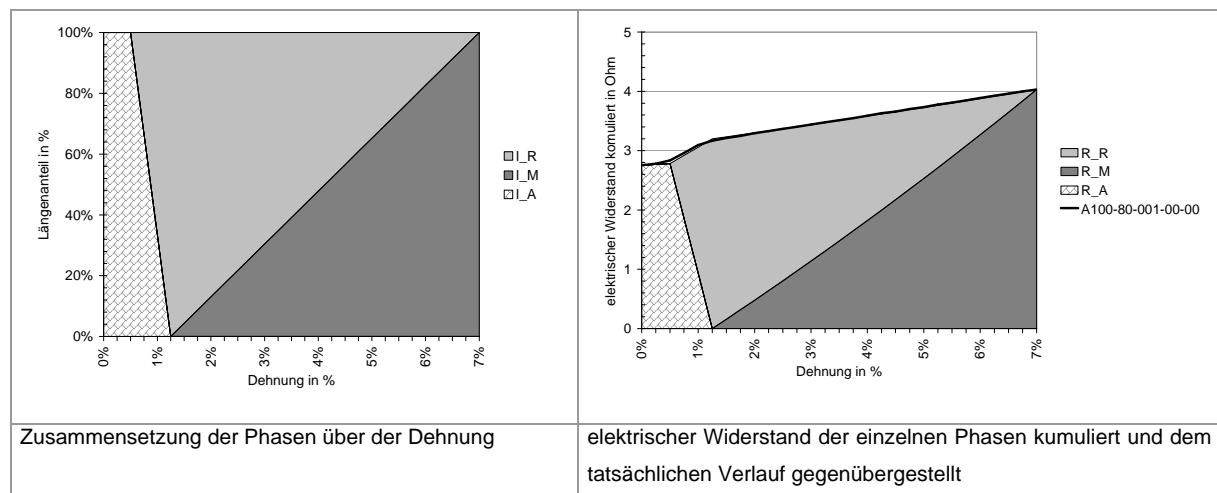


Abbildung 5-7: SQEA-Variation 3b

Die abgebildete SQEA-Variation des elektrischen Widerstandes folgt weitgehend der gemessenen Kurve. Damit der kumulierte elektrische Widerstand der einzelnen Phasen dem Versuch A100-80-001-00-00 folgt, musste jedoch ein elektrischer Widerstand von $3,12 \Omega$ für die R-Phase festgelegt werden. Dieser Wert liegt unterhalb des ermittelten elektrischen Widerstandes von Martensit ($3,520 \Omega$). Aus der Messung des elektrischen Widerstandes über der Temperatur und den DSC-Messungen für die Legierung C und die Legierung A ist jedoch bekannt, dass der elektrische Widerstand der R-Phase viel größer als der des Martensits sein muss. Aus diesem Grunde kann die Interpretation 3b nicht mit den tatsächlichen Phasenumwandlungen übereinstimmen.

SQEA-Variation 4a

Annahme: Die SQEA-Variation 4a beinhaltet eine 3-phasige Phasenumwandlung während der Dehnung, bei der zum Teil zwei Phasenumwandlungen parallel ablaufen. Mit Beginn der ersten Dehnung erfolgt eine Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase. Ab einer bestimmten Spannung, welche sich bei 1,25 % Dehnung einstellt, erfolgt eine direkte Umwandlung von Austenit und R-Phase in Martensit. Die Phasenumwandlung ist bei 7 % Dehnung vollständig abgeschlossen. Bei der Phasenumwandlung in Martensit steht der Anteil der R-Phase in einem konstanten Verhältnis zum Austenit.

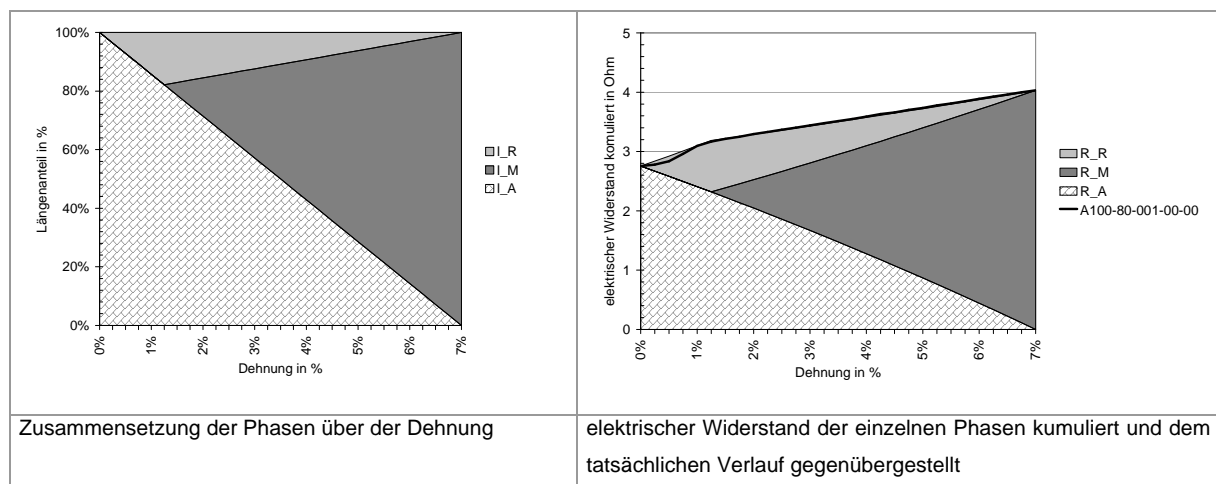


Abbildung 5-8: SQEA-Variation 4a

Mit dieser SQEA-Variation kommt man schon sehr nahe an den tatsächlich gemessenen Verlauf des elektrischen Widerstandes heran. Bis auf den Abschnitt zwischen 0,0 % und 0,5 % Dehnung ist der elektrische Widerstand sehr gut beschrieben. Auch der errechnete elektrische Widerstand der R-Phase ist mit $4,733 \Omega$ in einem realistischen Bereich.

SQEA-Variation 4b

Annahme: Bei der SQEA-Variation 4b handelt es sich um eine Variation der Interpretation 4a. Auch hier handelt es sich um eine 3-phasige Phasenumwandlung, bei der zum Teil zwei Phasenumwandlungen gleichzeitig ablaufen. Die erste Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase geschieht jedoch erst bei einer Vorspannung, die sich bei einer Dehnung von 0,5 % einstellt. Ab einer bestimmten Spannung, die bei 1,25 % Dehnung vorhanden ist, geschieht eine direkte Umwandlung von Austenit und R-Phase in Martensit. Die Phasenumwandlung ist bei 7 % Dehnung vollständig abgeschlossen. Bei der Phasenumwandlung in Martensit steht der Anteil der R-Phase in einem konstanten Verhältnis zum Austenit.

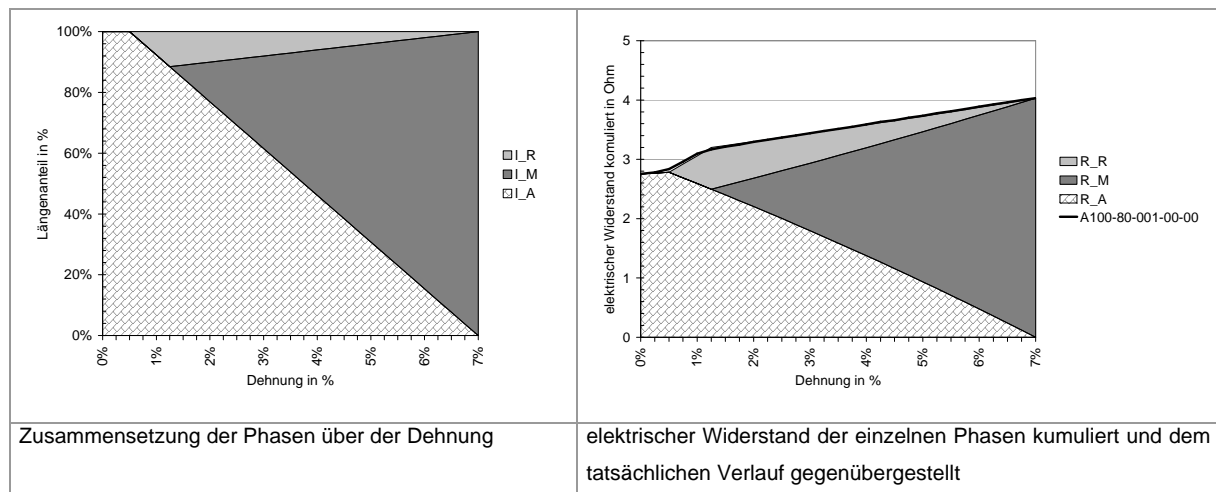


Abbildung 5-9: SQEA-Variation 4b

Die hier beschriebene SQEA-Variation kommt der tatsächlich gemessenen Kurve des elektrischen Widerstandes aus dem Versuch A100-80-001-00-00 bisher am nächsten. Auch der berechnete elektrische Widerstand der R-Phase liegt mit 5,923 Ω in einem realistischen Verhältnis zu dem des Martensits (3,520 Ω).

SQEA-Variation 5a

Annahme: Die SQEA-Variation 5a behandelt eine 3-phasige Phasenumwandlung. Direkt zu Beginn der Dehnung erfolgt eine Phasenumwandlung, sowohl von Austenit in die R-Phase, als auch von Austenit nach Martensit. Das Verhältnis zwischen R-Phase und Martensit ist im hier dargestellten Fall mit 1:1 definiert. Ab einer Dehnung von 1,25 % ist das Austenit vollständig umgewandelt, und aus der gebildeten R-Phase entsteht jetzt Martensit.

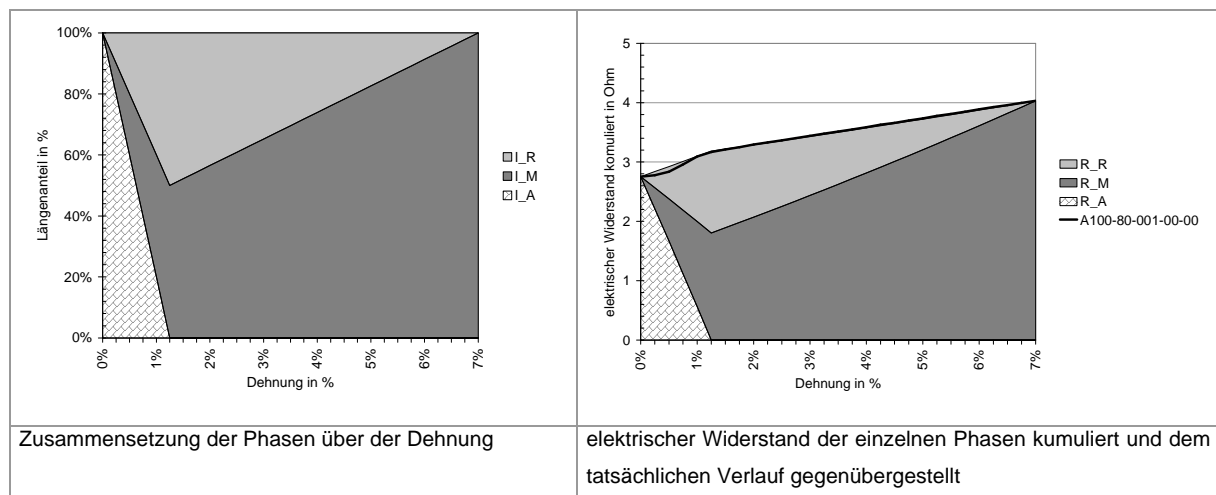


Abbildung 5-10: SQEA-Variation 5a

Der elektrische Widerstand der SQEA-Variation 5a folgt dem tatsächlich gemessenen elektrischen Widerstand sehr gut. Bis auf den Bereich zwischen 0,0 % und 0,5 % Dehnung ist eine sehr gute Übereinstimmung vorhanden. Gegen diese Interpretation spricht jedoch der vergleichsweise geringe elektrische Widerstand der R-Phase von 2,693 Ω .

SQEA-Variation 5b

Annahme: Die Phasenumwandlung beginnt bei der Vorspannung, die bei 0,5 % Dehnung erreicht ist. Es erfolgt eine Phasenumwandlung, sowohl von Austenit in die R-Phase, als auch von Austenit nach Martensit. Das Verhältnis zwischen R-Phase und Martensit wird als konstant angenommen und ist im dargestellten Beispiel 1:1. Ab einer Dehnung von 1,25 % ist der Austenit vollständig umgewandelt, und aus der vorher gebildeten R-Phase entsteht jetzt Martensit.

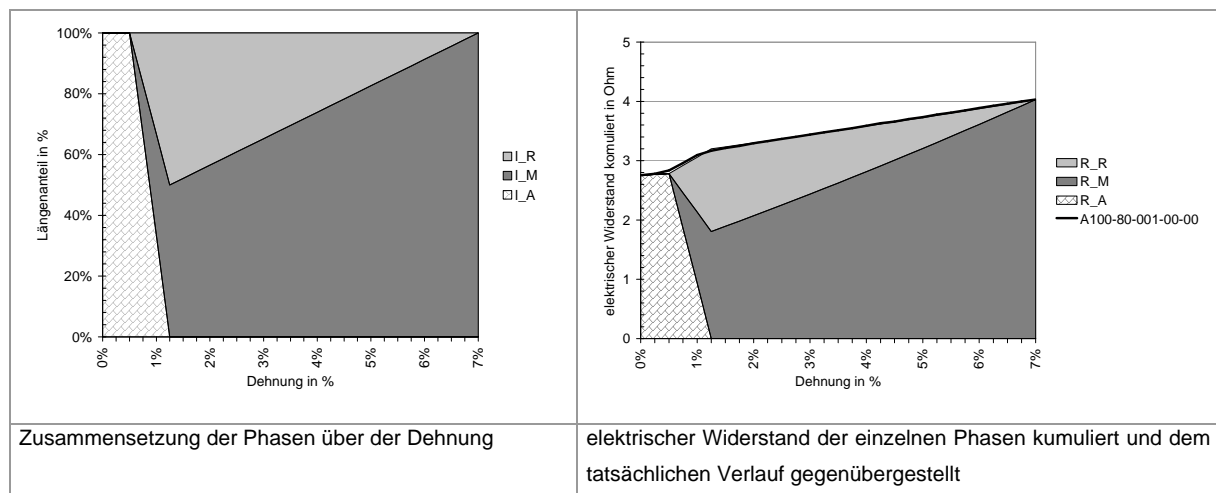


Abbildung 5-11: SQEA-Variation 5b

Wie bereits in der SQEA-Variation 5a liegt der bei der SQEA-Variation 5b zu Grunde liegende elektrische Widerstand der R-Phase mit 2,719 Ω unterhalb des elektrischen Widerstandes von Martensit. Des Weiteren ist an dieser Stelle mit dem Verhältnis zwischen der R-Phase und dem Martensit nur eine Annahme getroffen worden, deren wahrscheinliche Zusammensetzung an dieser Stelle nicht ermittelt werden kann.

SQEA-Variation 5c

Annahme: In der SQEA-Variation 5c ist von der vorherigen Verfahrensweise abgewichen worden. Die elektrischen Widerstände von Austenit, R-Phase und Martensit basieren auf einer Extrapolation des elektrischen Widerstandes aus der Temperaturkurve. Die Beträge für den elektrischen Widerstand lauten:

- Austenit: $R_A = 2,753 \, \Omega$
- Martensit: $R_M = 2,900 \, \Omega$
- R-Phase $R_{Rh} = 3,300 \, \Omega$

Nach dieser SQEA-Variation erfolgt die Phasenumwandlung von Austenit in die R-Phase erst nach einer Vorspannung, die bei einer Dehnung von 0,5 % erreicht ist. Ab einer Dehnung von 1,25 % bleibt der Anteil der R-Phase konstant. Zwischen 1,25 % und 7 % kommt es zu einer scheinbar direkten Umwandlung von Austenit in den Martensit.

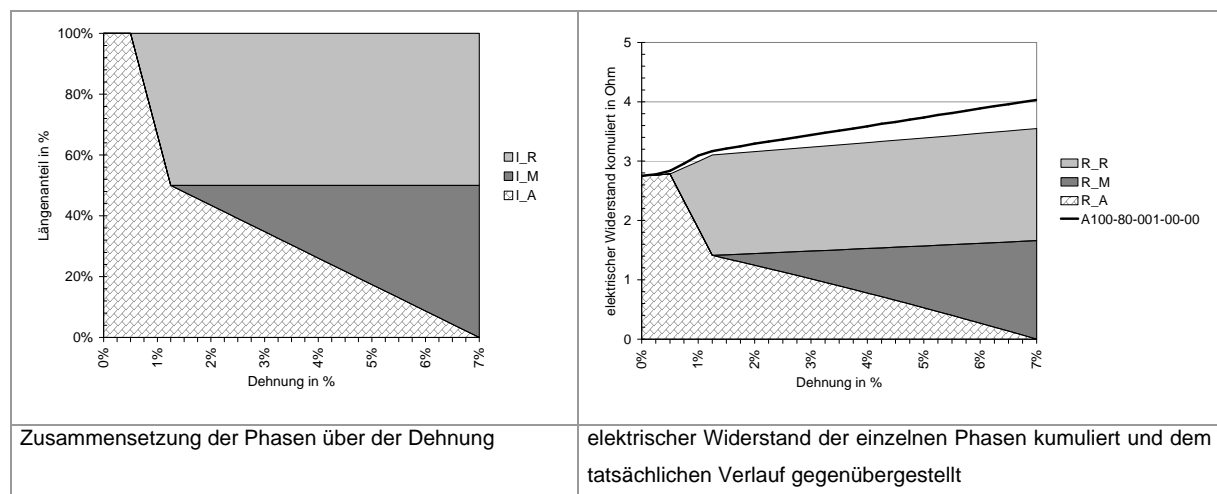


Abbildung 5-12: SQEA-Variation 5c

Die hier betrachtete SQEA-Variation des elektrischen Widerstandes der Phasenumwandlung ähnelt nur tendenziell der gemessenen Kurve. Die charakteristische Unterteilung der Kennlinie ist zwar gegeben, doch reicht die theoretische Kurve dem Betrag nach nicht an die gemessene Kurve heran. In dieser Interpretation ist der maximale Anteil der gebildeten R-Phase mit 50 % willkürlich angenommen worden. Eine grundlegende Veränderung in der theoretisch hergeleiteten Widerstandskurve ist jedoch mit einem anderen R-Phasenanteil nicht zu erreichen.

5.2 Bewertung der SQEA - Variationen

Es zeigt sich sehr schnell, dass der elektrische Widerstand nur mit einem 3-phasigen Gefüge zu erklären ist. Hierbei muss zuerst eine Vorspannung auf die Probe aufgebracht werden, damit eine Phasenumwandlung induziert wird. Diese Vorspannung ist bei einer Dehnung von 0,5 % aufgebracht.

Im nächsten Schritt wurde über eine Fehlerrechnung eine Eingrenzung der möglichen Verläufe der Phasenumwandlungen vorgenommen.

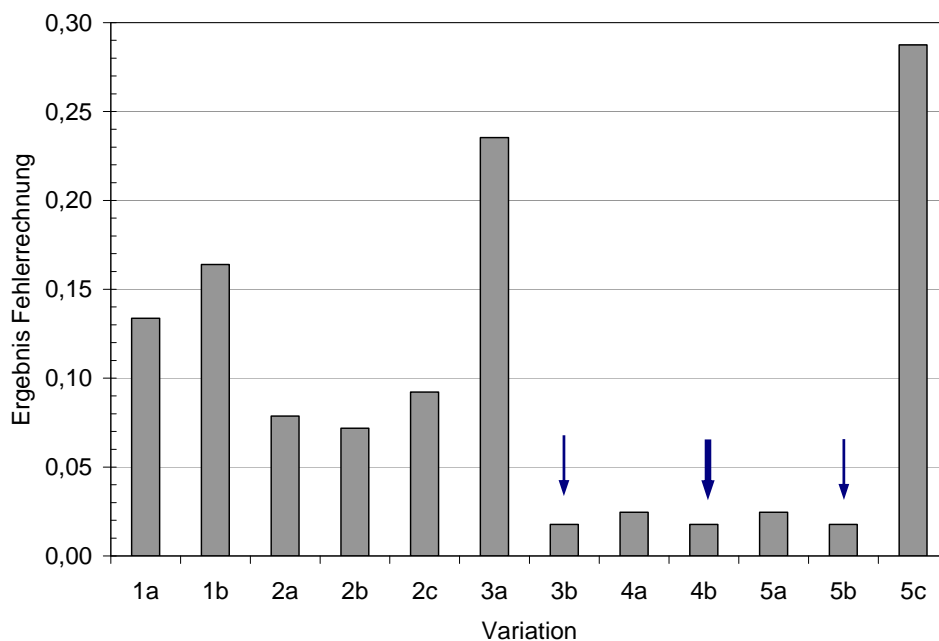


Abbildung 5-13: Ergebnis der Fehlerrechnung der einzelnen SQEA-Variationen

Die Fehlerrechnung zeigt, dass die SQEA-Variation 3b, 4b und 5b (siehe Pfeile) am besten mit den Messungen korrelieren. Weil sich die elektrischen Widerstände der R-Phase für die Interpretationen 3b und 5b mit 3,120 Ω und 2,719 Ω beträchtlich unterhalb des elektrischen Widerstandes des Martensits befinden, kommen diese beiden Interpretationen als Erklärung für die Widerstandskennlinie nicht in Frage.

5.3 Entlastungsvorgang

Die bei der Belastungskurve gefundene, charakteristische Überhöhung des elektrischen Widerstandes wurde bei der Entlastungskurve nicht gefunden. Im nachfolgenden Kapitel wird für den Entlastungsvorgang eine direkte Umwandlung von Martensit entzwillingt in Austenit angenommen.

6 Modellbildung

Mit den Erkenntnissen aus der SQEA werden nachfolgend die Funktionen für die einzelnen Teilbereiche erstellt und damit der Verlauf der spannungsinduzierten Phasenumwandlung für einen repräsentativen Versuch ermittelt.

6.1 Funktionsbildung

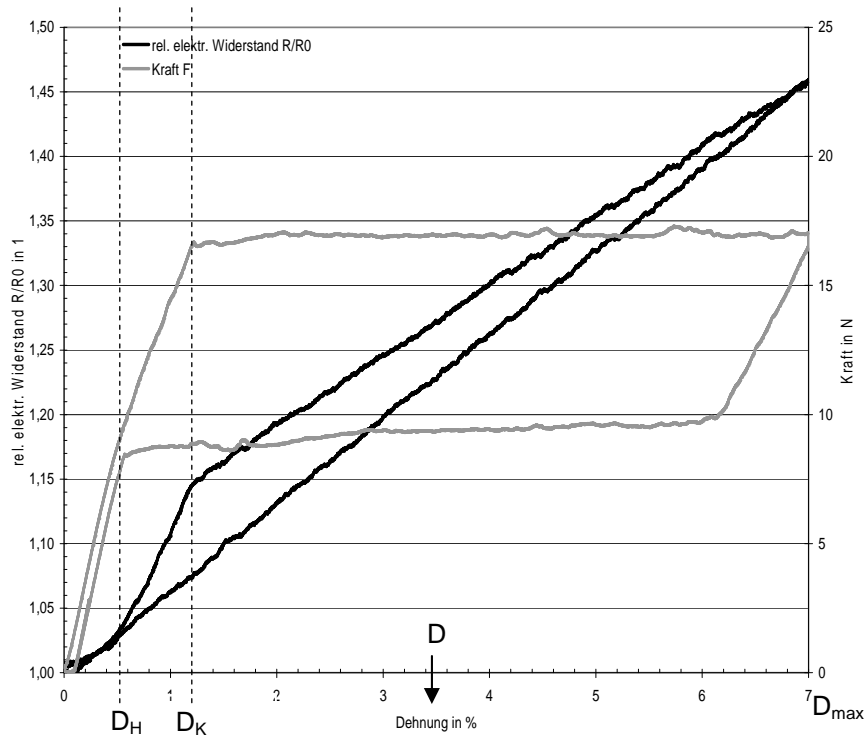


Abbildung 6-1: Signifikante Punkte zur Modellbildung

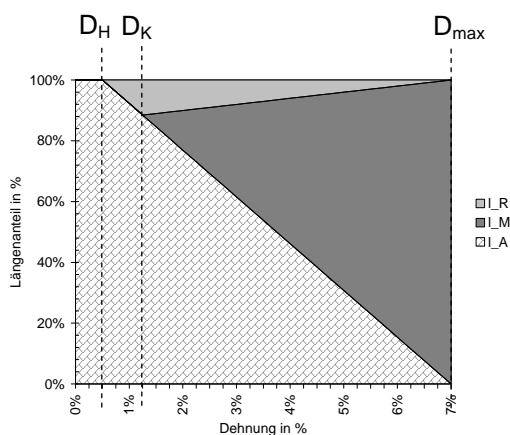


Abbildung 6-2: SQEA 4b - Phasenanteile

Abbildung 6-2 zeigt noch einmal die Phasenanteile über der Dehnung. Somit kann man die einzelnen Phasenanteile für jeden beliebigen Dehnungszustand ermitteln. Zu beachten sind hierbei jedoch die verschiedenen Bereiche:

Es ergibt sich z.B. für den Bereich zwischen D_H und D_K ein Austenitanteil von 1 abzüglich des jeweiligen Martensitanteiles und des Anteiles der R-Phase. Dieser ermittelt sich aus dem Verhältnis der tatsächlichen Dehnung abzüglich D_H zu der Differenz der maximalen Dehnung abzüglich D_H .

Man geht also davon aus, dass sich der Anteil der R-Phase linear erhöht, bis die SEFGL bei maximaler Dehnung komplett in die R-Phase umgewandelt ist.

Genauso geht man bei allen anderen Abschnitten vor und ermittelt die jeweiligen Anteile der einzelnen Phasen aus dem Verhältnis der Dehnung zur maximalen Dehnung.

D [%]	Austenit A in [%/100]	Martensit M in [%/100]	R-Phase Rh in [%/100]
$0 \rightarrow \leq D_H$	$1 - Rh - M$	0	0
$D_H \rightarrow \leq D_K$	$1 - Rh - M$	0	$\frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H}$
$D_K \rightarrow \leq D_{\max}$	$1 - Rh - M$	$\frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K}$	$\frac{D_K - D_H}{D_{\max} - D_H} \cdot \left(1 - \frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K}\right)$
$\leq D_{\max} \rightarrow \geq D_H$	$1 - Rh - M$	$\frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H}$	0
$\leq D_H \rightarrow 0$	$1 - Rh - M$	0	0

Tabelle 6-1: Beschreibung der einzelnen Teilbereiche

Der Drahtwiderstand R_D ergibt sich für die einzelnen Teilbereiche aus:

$$R_D = R_A \cdot A + R_M \cdot M + R_{RH} \cdot Rh$$

Unter Berücksichtigung der mechanischen Spannungsabhängigkeit des spezifischen Widerstandes der R-Phase, der Einflüsse der Längenänderung und der Quer-

schnittsänderung der Drahtgeometrie auf den elektrischen Widerstand ergibt sich R_{DV} zu:

$$R_{DV} = (R_A \cdot A + R_M \cdot M + R_{Rh} \cdot (1 + \Delta F \cdot f)) \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$$

mit $\Delta F = F_D - F_{DH}$ und dem Faktor f in $\left[\frac{1}{N}\right]$ als Einflussfaktor der mechanischen

Spannungsabhängigkeit des spezifischen Widerstandes der R-Phase.

Somit ergeben sich die Einzelkomponenten des Zyklusses zu:

$0 \rightarrow \leq D_H$	$R_{DV} = R_A \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$
$D_H \rightarrow \leq D_K$	$R_{DV} = \left(R_A \cdot \left(1 - \frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H}\right) + R_{Rh} \cdot \frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H} \cdot (1 + (F_D - F_{DH}) \cdot f) \right) \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$
$D_K \rightarrow \leq D_{\max}$	$R_{DV} = \left(R_A \cdot \left(1 - \left(\frac{D_K - D_H}{D_{\max} - D_H} \cdot \left(1 - \frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K}\right)\right) - \frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K} \right) + R_M \cdot \frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K} + R_{Rh} \cdot \left(\frac{D_K - D_H}{D_{\max} - D_H} \cdot \left(1 - \frac{D - D_K}{D_{\max} - D_K}\right) \right) \cdot (1 + (F_D - F_{DH}) \cdot f) \right) \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$
$\leq D_{\max} \rightarrow \geq D_H$	$R_{DV} = \left(R_A \cdot \left(1 - \frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H}\right) + R_M \cdot \frac{D - D_H}{D_{\max} - D_H} \right) \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$
$\leq D_H \rightarrow 0$	$R_{DV} = R_A \cdot \left(1 + \frac{D}{100}\right)^2$

Tabelle 6-2: Funktionsbeschreibung der einzelnen Teilbereiche

Abbildung 6-3 zeigt den Vergleich der errechneten Kurve mit der gemessenen. Hierzu wurden folgende Werte aus der Messung ermittelt:

- D_{\max} = 7 %
- D_H = 0,4 %
- D_K = 1,2 %
- R_A = 2,77 Ω
- R_M = 3,52 Ω

Der Wert $(F_D - F_{DH})$ ergibt sich aus der zur Messung gehörigen Kraftkennlinie und wird für die Berechnung mithilfe einer *Excel*/Kalkulation mit

$$\Delta F = 11,875 \frac{N}{\%_D} \quad \text{für den Bereich } D_H \rightarrow \leq D_K \quad \text{und mit}$$

$$\Delta F = 0,8\% \cdot 11,875 \frac{N}{\%_D} \quad \text{für den Bereich } D_K \rightarrow \leq D_{\max} \quad \text{berechnet.}$$

Der Krafteinflussfaktor f für den Abgleich der mechanischen Spannungsabhängigkeit des spezifischen Widerstandes der R-Phase wurde mit 0,01 angesetzt, und die Übergänge an den Dehnungspunkten D_H und D_K wurden idealisiert. Hierzu wurde ein scharfer Übergang angenommen, als ob bei der Phasenbildung kein Übergangsbereich existieren würde.

6.2 Vergleich der berechneten mit der gemessenen Kennlinie

Aus den Funktionen für die einzelnen Abschnitte der Kennlinie ergibt sich die errechnete Widerstandskurve in Abbildung 6-3. Der elektrische Widerstand im Bereich von 0 % bis 7 % Dehnung zeigt eine fast exakte Übereinstimmung mit dem gemessenen. Im Bereich von 7 % bis 0 % Dehnung zeigt sich eine Abweichung insofern, als der gemessene Widerstand eine leichte Überhöhung gegenüber dem berechneten aufweist. Dies ist auf den Einfluss der Dehnungsgeschwindigkeit, der Umwandlungshysterese bezogen auf die Rückumwandlungskraft und Messungenauigkeiten zurückzuführen. Die maximale Abweichung beträgt hier 1,1 %.

Der Widerstand der R-Phase wurde in mehreren Iterationsschritten angepasst, bis eine Übereinstimmung der berechneten mit der gemessenen Kennlinie erreicht war. Für R_{Rh} ergab sich somit ein Widerstand von $4,9 \, \Omega$, was den Werten aus der Literatur sehr nahe kommt und somit die Richtigkeit der entwickelten Methode nachweist.

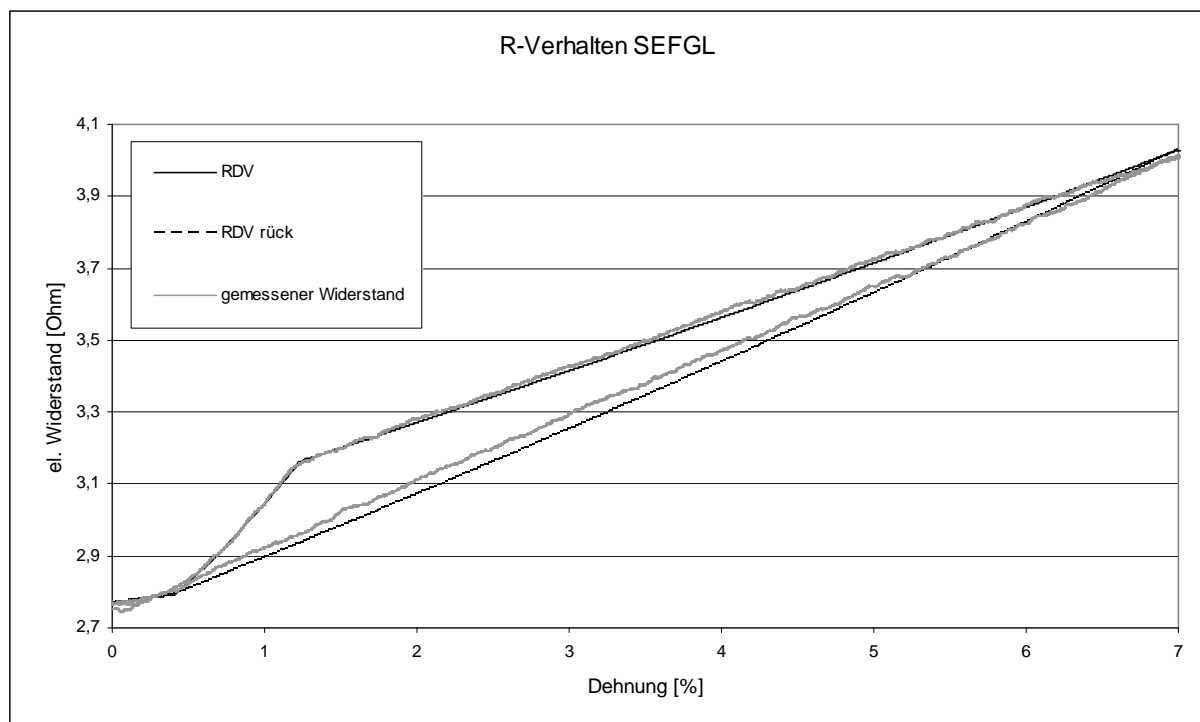


Abbildung 6-3: Vergleich der gemessenen und der errechneten Kennlinie

6.3 Abgleich der SQEA mit experimentell ermittelten Ergebnissen

Vergleicht man nun die Ergebnisse dieser Untersuchung und Methode mit denen der Forschergruppe um V. Novák und P. Sittner vom *Institute of Physics, ASCR, Na Slovance 2, Prague* so bestätigen sich die ermittelten Vorgänge.

Zur besseren Verdeutlichung wird in Abbildung 6-4 der Vorgang noch einmal betrachtet.

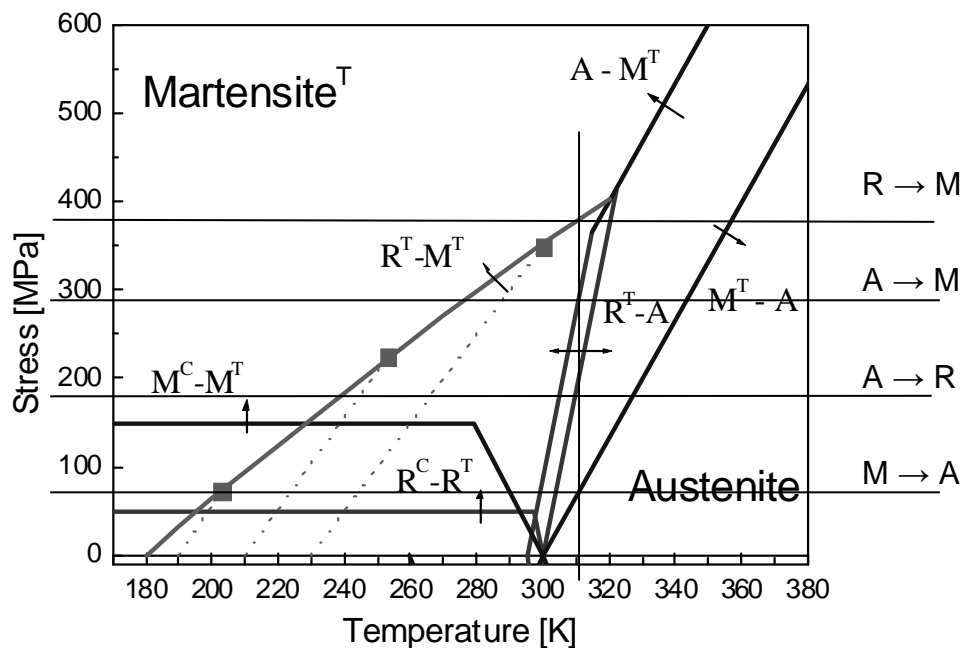


Abbildung 6-4: Umwandlungsablauf bei konstanter Temperatur [34]

Die Legierung des dargestellten Diagramms entspricht nicht genau den in dieser Arbeit untersuchten Legierungen A und B. Ein entsprechendes Diagramm für die hier untersuchten Legierungen würde ein ähnliches Verhalten aufweisen, doch wären die Phasenbereiche entlang der Temperaturachse verschoben.

Wird eine SEFGL bei einer Umgebungstemperatur von 320 K gedehnt, so ergibt sich nach obigem Diagramm folgendes Umwandlungsverhalten:

Ab einer Spannung von 180 N/mm² wandelt der Austenit in die R-Phase um. Bei weiterer Erhöhung der mechanischen Spannung wandelt zusätzlich ab 290 N/mm² Austenit direkt in Martensit um. Bei einer Spannung von 380 N/mm² wandeln die soeben gebildeten R-Phasen-Anteile in Martensit um. Nach Erreichen der maximalen Dehnung wird die Probe wieder entlastet, und der insgesamt gebildete Martensit wird

mit dem Unterschreiten der kritischen Spannung von 80 N/mm^2 zurück in den Austenit transformiert.

Der dargestellte Ablauf gilt jedoch nur bei mikroskopischer Betrachtung eines einzelnen Kristalls, da für die Entwicklung des dargestellten Diagramms die Ergebnisse von Untersuchungen an einzelnen Kristallen verwendet wurden. Ein polykristalliner Werkstoff wie die Legierungen A und B würde jedoch aufgrund der unterschiedlichen Orientierungen der einzelnen Kristalle im Gitter auch eine Streuung der Kennlinie bedeuten. Somit würde ein Draht im obigen Diagramm nicht als Senkrechte zur Umgebungstemperatur beschrieben, sondern als Band.

7 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde das Verhalten der spannungsinduzierten Phasenumwandlung von Superelastischen Formgedächtnislegierungen (SEFGL) untersucht.

Mit den gewonnenen Erkenntnissen der durchgeführten Untersuchungen konnte eine Methode (die Sequentielle Einflussanalyse SQEA) entwickelt werden, mit der es möglich ist, das Phasenumwandlungsverhalten von SEFGL zu beschreiben. Im Gegensatz zu anderen Methoden wird bei der SQEA ein Abgleich der bekannten Werte des Standes der Technik, mit Versuchsergebnissen und einer logischen Variation der Umwandlungscharakteristika durchgeführt. Die Ergebnisse der Arbeit zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen anderer Forschungseinrichtungen an Einkristallen: Sie beantworten aufgrund der polykristallinen Strukturen der in dieser Arbeit zum Einsatz gekommenen Proben ingenieurwissenschaftliche Fragestellungen näher.

Hierbei sollte in einer weiteren Arbeit geklärt werden, in wie fern sich das Umwandlungsverhalten von polykristallinen Werkstoffen mit einer statistischen Kornorientierung weiter eingrenzen lässt. Hierbei wäre es möglich, durch die Betrachtung der ungleichen Ebenen bzw. Orientierungen im polykristallinen Werkstoff aus der anliegenden äußeren Spannung die vorherrschenden Spannungen in der jeweils die Umwandlung bestimmenden aktiven Richtung abzuschätzen. Durch dieses Vorgehen könnte dann eine statistische Aussage über die Vorgänge in den einzelnen Volumina getroffen und die Wahrscheinlichkeit der Umwandlung als Funktion der mechanischen Spannung und der Temperatur angegeben werden.

Mit der in dieser Arbeit entwickelten Methode, der Sequentiellen Einflussanalyse (SQEA), wurde ein Weg zu Beschreibung der spannungsinduzierten Martensitbildung in SEFGL gefunden, der einen sehr viel geringeren Versuchsaufwand benötigt, als dies bisher bei rein experimentellen Methoden der Fall ist.

Im Zuge eines tieferen Verständnisses über die Vorgänge der spannungsinduzierten Phasenumwandlung werden die Superelastischen Formgedächtnislegierungen über ihre bisherige Verwendung in der Medizintechnik hinaus auch im Bereich der Sensorik Einzug halten. Hierbei werden die bisher etablierten Technologien wohl nicht ver-

drängt. Statt dessen werden neue Anwendungsgebiete erschlossen, die mit den herkömmlichen Technologien nicht zugänglich waren.

So ist es z.B. denkbar, die Superelastischen Formgedächtnislegierungen nicht nur auf Grund ihres superelastischen Verhaltens einzusetzen. Betrachtet man nämlich die in dieser Arbeit beschriebene Differenzierung der superelastischen und der aktorischen FGL (lediglich aufgrund der Umwandlungstemperaturen), so ist z.B. ein sensorisches Element mit gleichzeitig aktorischen Fähigkeiten umsetzbar. Dieses Sensor-Aktor-Verhalten könnte ausgenutzt werden, wenn in einem hochbelasteten Bauteil ab einem kritischen Deformationsgrad eine zusätzliche Versteifung nötig wäre. In diesem Falle würde die Deformation die spannungsinduzierte Phasenumwandlung auslösen, und die Größe dieser Deformation über den elektrischen Widerstand detektiert. Die dadurch eingebrachte Entzwillung würde dann durch aktive Erwärmung (Joulesche Wärme) wieder zurückgestellt, und die dabei entstehenden Spannungen würden aktiv den von außen einwirkenden Spannungen entgegenwirken.

Mit dem Einsatz von Superelastischen Formgedächtnislegierungen besteht ein großes Potential neue Anwendungen zu erschließen. Hierfür ist es jedoch nötig, ein tiefgreifendes Wissen über die werkstofflichen Vorgänge zu erlangen.

Die Sequentielle Einflussanalyse (SQA) bietet die Möglichkeit einen Teil dieses Wissens mit vergleichbar geringem Aufwand zu erarbeiten.

8 Anhang

Abkürzungsverzeichnis

A	Austenit
A _f	Austenit Finish
A _p	Austenit Peak = A _{max}
A _s	Austenit Start
d	Durchmesser
D	Dehnung
d ₀	Durchmesser im ungedehnten Zustand
D _H	Dehnung am Hysteresepunkt
D _K	Dehnung am Kippunkt
D _{max}	Maximale Dehnung
E	E-Modul
F	Kraft
FGL	Formgedächtnislegierung
hdp	hexagonal dichteste Packung
HP	Haltepunkt
I	Elektrische Stromstärke
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
L	Länge
L ₀	Länge im ungedehnten Zustand
M	Martensit
M _d	Temperatur stabilen Austenits
M _f	Martensit Finish
M _p	Martensit Peak = M _{max}
M _s	Martensit Start
R	elektrischer Widerstand
R _f	rhomboedrische Phase Finish
R _{ges}	elektrischer Gesamtwiderstand
Rh	rhomboedrische Phase = R-Phase

R_p	rhomboedrische Phase Peak = R_{\max}
R_s	rhomboedrische Phase Start
RT	Raumtemperatur
SEFGL	Superelastische Formgedächtnislegierung
T	Temperatur
U	elektrische Spannung
Δ	Differenz
ε	Dehnung
σ	mechanische Spannung
τ	Zeitkonstante

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Vergleich spezifischer Kennwerte von Formgedächtniseigenschaften in unterschiedlichen Legierungssystemen [4].....	5
Abbildung 2-1: Austenitisches Gefüge einer Fe-Ni-Co-Ti-Legierung, [3]	7
Abbildung 2-2: Martensitisches Gefüge einer Fe-Ni-Co-Ti-Legierung, [3]	7
Abbildung 2-3: Eine Scherung γ führt zur Änderung der Stapelfolge und damit zur Veränderung der Gitterstruktur [5].....	8
Abbildung 2-4: Spannungsabbau durch Zwillingsbildung (a) und Gleiten (b) [6]	9
Abbildung 2-5: Martensitische Umwandlung und Formgedächtnis [7]	10
Abbildung 2-6: Hysterese und Umwandlungstemperaturen [7].....	11
Abbildung 2-7: Schematische Darstellung des Plots einer DSC-Messung [9]	12
Abbildung 2-8: Schematische Längenänderungskennlinie einer NiTi-Legierung in Abhängigkeit von der Temperatur unter einer anhängenden Last [8].....	12
Abbildung 2-9: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Verformungsmechanismus des Martensits [7].....	14
Abbildung 2-10: Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer FGL bei unterschiedlichen Temperaturen [10].....	15
Abbildung 2-11: Einwegeffekt in Abhängigkeit von der anliegenden Spannung und der Temperatur.....	16
Abbildung 2-12: Ablauf des Einwegeffektes an einem stabförmigen Bauteil [2]	17
Abbildung 2-13: Zweiwegeffekt in Abhängigkeit von der Temperatur.....	18
Abbildung 2-14: Druckfeder und Biegestreifen mit Zweiwegeffekt aus einer CuZnAl-Legierung	19
Abbildung 2-15: Schematische Darstellung des Zweiwegeffektes aufgrund starker Martensitverformung [2].....	19
Abbildung 2-16: Schematische Darstellung des All-Round-Effektes [2]	21
Abbildung 2-17: Gegenüberstellung von konventionellem und superelastischem Verhalten	23
Abbildung 2-18: Elastizitätsverhalten einer binären NiTi-Legierung bei unterschiedlicher Vorbehandlung des Austenits [11].....	24

Abbildung 2-19: Zugspannungs-Dehnungs-Kurven einer NiTi-Legierung ($A_s \approx 0 \text{ }^\circ\text{C}$) für verschiedene Temperaturen [2]	24
Abbildung 2-20: Elementarzellen der Phasen Austenit, Martensit und Martensit entzwillingt [23].....	25
Abbildung 2-21: Mögliche Phasenumwandlungen von Austenit (B2) nach Martensit entzwillingt (B19') für NiTi [23].....	26
Abbildung 2-22: Typische Verläufe der Spannung (Stress) über der Dehnung (Strain) in verschiedenen Temperaturbereichen [30]	27
Abbildung 2-23: Durch Einstellung der geordneten Phasen Cu_3Au und CuAu wird der Widerstand grundsätzlich verringert [15]	28
Abbildung 2-24: Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes heterogener Legierungen von der geometrischen Anordnung der Phasen [15]	29
Abbildung 2-25: Normierter elektrischer Widerstand über der Temperatur für die Legierungen $\text{Ni}_{25}\text{Ti}_{50}\text{Cu}_{25}$ (a) und NiTi (b) [21].....	30
Abbildung 2-26: Umwandlungstemperatur M_s der NiTi-Legierung für unterschiedliche molare Anteile von Nickel [26]	31
Abbildung 2-27: Elektrischer Widerstand über der Temperatur für $\text{Ni}_{50,8}\text{Ti}_{49,8}$ [27] ...	32
Abbildung 2-28: Untersuchungen an einer NiTi Legierung: elektrischer Widerstand über der Dehnung bei verschiedenen Temperaturen [28]	33
Abbildung 3-1: Versuchsaufbau zur Messung des elektrischen Widerstandes R_{Draht} mittels Messwiderstand	35
Abbildung 3-2: Vereinfachte Schnittzeichnung durch eine DSC-Messzelle [17]	37
Abbildung 4-1: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05	41
Abbildung 4-2: Kraft-Ablauf-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05	43
Abbildung 4-3: Widerstand-Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-85-010-00-05	43
Abbildung 4-4: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-001-00-10	45
Abbildung 4-5: Ausgewählte Kurven im Kraft-Dehnungs-Diagramm der Versuche A100-70-...-00-10, $dl/dt = 1, 5, 10, 50, 90 \text{ mm/min}$	46
Abbildung 4-6: Ausschnitt des Kraft-Dehnungs-Diagrammes der Versuche A100-70-001-00-10	46
Abbildung 4-7: Portevin-Le Chatalier-Effekt [33].....	47

Abbildung 4-8: Ausgewählte Kurven der Versuche A100-70-...-00-10, $dl/dt = 1, 5, 10, 50, 90$ mm/min.....	48
Abbildung 4-9: Ausgewählte Kurven der Versuche A100-70-...-00-10, $dl/dt = 50, 90$ mm/min, (Ausschnitt von Abbildung 4-8)	48
Abbildung 4-10: Die maximale mechanische Spannung über der Dehngeschwindigkeit von den Versuchen A100-70-...-00-10 und B100-70-...-00-10.....	49
Abbildung 4-11: Gegenüberstellung des elektrischen Widerstandes und der Kraft über der Dehnung bei Versuch A100-70-001-00-10.....	50
Abbildung 4-12: Gegenüberstellung des relativen elektrischen Widerstandes und der Kraft über der Dehnung bei Versuch A100-70-050-00-10	51
Abbildung 4-13. Gegenüberstellung des theoretischen Verlaufs des elektrischen Widerstandes R (für eine einphasige, volumenkonstante Legierung) und der tatsächlichen Werte	52
Abbildung 4-14: Weg-Zeit-Verhalten einer beispielhaften aktorischen FGL bei verschiedenem Energieeintrag (Kondensator aufgeladen bis 100 V).....	53
Abbildung 4-15: Weg-Zeit-Verhalten einer beispielhaften aktorischen FGL bei verschiedenem Energieeintrag (Kondensator aufgeladen bis 63 V).....	53
Abbildung 4-16: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10	56
Abbildung 4-17: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10	57
Abbildung 4-18: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungs-Diagramme von den Versuchen A100-70- dl/dt -05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50$ und 100 mm/min.....	58
Abbildung 4-19: Vergrößerung des ersten Haltepunktes bei diskontinuierlicher Dehnung, Unterbrechung bei 0,5 % Dehnung (Versuch A100-70- dl/dt -05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50, 100$ mm/min)	59
Abbildung 4-20: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungs-Diagramme von den Versuchen A100-70- dl/dt -05-10 mit den Dehngeschwindigkeiten $dl/dt = 1, 2, 5, 10, 50$ und 100 mm/min (Ausschnitt zwischen 3,0 und 4,0 mm Dehnung)	59
Abbildung 4-21: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-001-....10 mit und ohne Unterbrechung des Dehnvorganges nach 0,5 mm	60
Abbildung 4-22: Verlauf der Kraft und des relativen elektrischen Widerstandes von Versuch A100-70-100-05-10 über der Zeit.....	61

Abbildung 4-23: Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25	63
Abbildung 4-24 Kraft-Ablauf-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25	63
Abbildung 4-25: Ausgewählte Versuchszyklen n aus dem Kraft-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 mit n = 1, 2, 4, 7, 13, 25.....	64
Abbildung 4-26: Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25, relativer elektrischer Widerstand $\frac{R}{R_0}$ über der Dehnung ε des ersten Versuchszyklus.....	65
Abbildung 4-27: Ausgewählte Versuchszyklen n aus dem relativen elektrischen Widerstand-Dehnungs-Diagramm von Versuch A100-70-010-05-10 #01-#25 mit n = 1, 7, 25	66
Abbildung 4-28: Definitionen der beobachteten Effekte beim diskontinuierlichen Dehnen im Kraft-Dehnungs-Diagramm an Hand von Versuch A100-70-010-05-50 #01	67
Abbildung 4-29: Kraft $F_{\text{maxDehnen}}(\text{HP})$ über der Dehngeschwindigkeit dl/dt für die Haltepunkte HP von Versuch B100-70-...-05-50 mit $dl/dt = 1, 5, 10, 20, 50, 100$ mm/min.....	68
Abbildung 4-30: Minimale Kraft F_{min} über der Dehngeschwindigkeit, auf welche die Proben während der Unterbrechung des Dehnvorganges zustreben (von Versuch B100-70-...-05-50)	69
Abbildung 4-31: Veränderung der Kraft F während der Unterbrechung des Dehnvorganges am jeweiligen Haltepunkt HP in % für Versuch B100-70-...-05-50, $dl/dt = 1, 10, 100$ mm/min	70
Abbildung 4-32: Veränderung des elektrischen Widerstandes R während der Unterbrechung des Dehnvorganges an der jeweiligen Dehnung (Haltepunkt) in % für die Versuche B100-70-...-05-50, $dl/dt = 1, 10, 100$ mm/min	71
Abbildung 4-33: Veränderung des elektrischen Widerstandes R und der Kraft während der Unterbrechung des Dehnvorganges am Haltepunkt für den Versuch B100-70-010-05-50	73
Abbildung 4-34: Zeitkonstante τ für die Entlastung bei der Unterbrechung des Belastungsvorganges über der Dehngeschwindigkeit für Versuch B100-70-...-05-50, $dl/dt = 1, 5, 10, 20, 50, 100$ mm/min	74

Abbildung 4-35: Kraft über der Dehnung von Versuch ...100-Bruch-001-00-00 für Legierungen A, B, C	75
Abbildung 4-36: Kraft über der Dehnung von Versuch ...100-Bruch-001-00-00 für Legierungen A, B, C (Ausschnitt aus Abbildung 4-35)	76
Abbildung 4-37: Versuch C100-Bruch-001-00-00, Gegenüberstellung der Prüfkraft F und des elektrischen Widerstandes R über der Dehnung (Weg).....	76
Abbildung 4-38: Theoretischer und absoluter Wert des elektrischen Widerstandes über dem Weg von Versuch C100-40-001-00-00	77
Abbildung 4-39: Kraft und elektrischer Widerstand über der Dehnung von Versuch C100-100-001-05-15	79
Abbildung 4-40: Kraft-Dehnungs-Kennlinie von Versuch B220-156-00055-00-00 für die Temperaturen 20, 40, 60, 80 °C	80
Abbildung 4-41: Temperatur-Plateauspannungs-Kennlinie von Versuch B220-156-00055-00-00 für das obere und das untere Kraftplateau	81
Abbildung 4-42: Relativer elektrischer Widerstand über der Dehnung bei verschiedenen Werkstofftemperaturen (Versuch B220-156-00055-00-00)	82
Abbildung 4-43: Elektrischer Widerstand über der Temperatur für Legierung C (Probenlänge 220 mm), gemessen im Ofen des Zwick-Prüfstandes.....	85
Abbildung 4-44: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung A (Probenlänge 220 mm).....	86
Abbildung 4-45: Temperaturverhalten des elektrischen Widerstandes von Legierung A (Probenlänge ca. 40 mm), gemessen mit einem Kryostaten.....	87
Abbildung 4-46: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung C (Probenlänge 220 mm), DSC von der Probe C	88
Abbildung 4-47: Elektrischer Widerstand R über der Temperatur für Legierung C...	89
Abbildung 4-48: Kraft-Temperatur-Abhängigkeit der Umwandlungstemperaturen [14]	91
Abbildung 4-49: Temperaturabhängigkeit des Umwandlungsverhaltens [34]	91
Abbildung 5-1: SQEA-Variation 1a	95
Abbildung 5-2: SQEA-Variation 1b	95
Abbildung 5-3: SQEA-Variation 2a	96
Abbildung 5-4: SQEA-Variation 2b	97
Abbildung 5-5: SQEA-Variation 2c	98

Abbildung 5-6: SQEA-Variation 3a	99
Abbildung 5-7: SQEA-Variation 3b	100
Abbildung 5-8: SQEA-Variation 4a	101
Abbildung 5-9: SQEA-Variation 4b	102
Abbildung 5-10: SQEA-Variation 5a	103
Abbildung 5-11: SQEA-Variation 5b	104
Abbildung 5-12: SQEA-Variation 5c	105
Abbildung 5-13: Ergebnis der Fehlerrechnung der einzelnen SQEA-Variationen...	106
Abbildung 6-1: Signifikante Punkte zur Modellbildung.....	107
Abbildung 6-2: SQEA 4b - Phasenanteile.....	107
Abbildung 6-3: Vergleich der gemessenen und der errechneten Kennlinie	111
Abbildung 6-4: Umwandlungsablauf bei konstanter Temperatur [34]	112

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1-1: Die Eigenschaften der wichtigsten Formgedächtnislegierungen [1].....	4
Tabelle 2-1: Eingestellte Gefügezusammensetzungen für die nachfolgenden Zugversuche [28].....	32
Tabelle 3-1: Versuchsschlüssel der Dehnversuche mit SEFGL	39
Tabelle 4-1: Technische Daten Legierung A.....	40
Tabelle 4-2: Technische Daten Legierung B.....	40
Tabelle 4-3: Mechanische und elektrische Eigenschaften der Legierung C (Martensit bei Versuchstemperatur (RT))	77
Tabelle 5-1: SQEA-Variationen	94
Tabelle 6-1: Beschreibung der einzelnen Teilbereiche	108
Tabelle 6-2: Funktionsbeschreibung der einzelnen Teilbereiche.....	109

Literaturverzeichnis

- [1] Kristen, M.: Untersuchungen zur Ansteuerung von Formgedächtnislegierungen in der Handhabungstechnik. Braunschweiger Schriften zur Mechanik, Nr. 15, 1994
- [2] Stöckel, D.: Legierungen mit Formgedächtnis. expert verlag, Kontakt und Studium, Band 259, Renningen, 1988
- [3] Jost, N.: FeNi-Basislegierungen mit Formgedächtnis. In: Formgedächtnislegierungen. expert verlag, Renningen, 2003
- [4] Halter, K.: Formgedächtnislegierungen – Trends in Forschung und Industrie. Techpress 1/96, S. 8 - 12
- [5] Hornbogen, E.: Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik, Metallen, Polymer- und Verbundwerkstoffen. 5. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 1991
- [6] Hornbogen, E.: Metallkundliche Grundlagen. In: Stöckel, D.: Legierungen mit Formgedächtnis. expert verlag, Kontakt und Studium, Band 259, Renningen, 1988
- [7] Stöckel, D.: Nickel-Titan-Formgedächtnislegierungen. In: Tillmann, L.: Produktionstechnik für Bauteile und Halbzeuge aus Nickel-Titan-legierungen. Abschlußbericht des Verbundprojektes PROBANT, Verlag Bode GmbH & Co KG, Pforzheim, 2000
- [8] Skrobanek, K, D.: Entwicklung von Mikromembranaktoren mit NiTi-Formgedächtnislegierungen. Dissertation, Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe, 1988
- [9] Mertmann, M.: NiTi-Formgedächtnislegierungen für Aktoren in der Greifertechnik. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe, Nr. 469, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1997
- [10] Krämer, J.: Eigenschaften von Formgedächtnislegierungen. GAK 8/1993, S. 403 - 405
- [11] Stöckel, D.: Konstruieren mit Formgedächtnislegierungen. Lehrgang an der TA Esslingen, Lehrgangsunterlagen, Ostfildern, 1994
- [12] Massalski, T. B.: Binary Alloy Phase Diagrams. ASM International, 2. Aufl., Bd. 1, 1990, S. 2874
- [13] Funakubo, H.: Shape Memory Alloys. Gordon and Breach Sci, Pub., 1987

- [14] Gläser, S.: Untersuchung des Phasenumwandlungsverhaltens eines NiTiCu-Formgedächtnisdrahtes durch Variation der Belastung und Temperatur im Hinblick auf eine Anwendung im Schrägscheiben-Formgedächtnismotor. Diplomarbeit an der Fachhochschule Konstanz, Konstanz 1996
- [15] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. Aufl., 2001
- [16] Kotitschke, T.: Experimentelle Untersuchung eines NiTiCu-Drahtes zur thermodynamischen Betrachtung einer Wärmekraftmaschine mit Formgedächtnismetallen. Diplomarbeit, FH-Konstanz, FH-Ulm, 1998
- [17] Netzsch-Gerätebau GmbH, Wittelsbacherstraße 42, D-95100 Selb, Firmenpräsentation, 2004
- [18] Merkel, M.: Taschenbuch der Werkstoffe: Grundlagen und Beispiele. Fachbuchverlag Leipzig, Leipzig, Köln, 4. Neub. Aufl., 1994
- [19] Stöckel, D.: Legierungen mit Formgedächtnis, Industrielle Nutzung des Shape-Memory-Effektes, Grundlagen, Werkstoffe, Anwendungen. expert verlag, Band 259, Kontakt & Studium, Werkstoffe, Renningen, 1988
- [20] Schiessle, E. (Hrsg.); Wolf, F.; Linser, J.; Vogt A.: Mechatronik 1. Vogel Fachbuchverlag, Würzburg, 2002
- [21] Airoidi, G.; Lodi, D. A.; Pozzi, M.: The Electric Resistance of Shape Memory Alloys in the Pseudoelastic Regime JOURNAL DE PHYSIQUE 4, 1997 VOL 7; NUMBER 5, S. C5-507-C5-512
- [22] Airoidi, G.; Pozzi, M.; Riva, G.: The Electrical Resistance Properties of Shape Memory Alloys. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 1997, Vol 459, S. 459-464
- [23] Barsch, G.R.: Landau Theory of the Displacive Phase Transformations in Gold-Cadmium and Titanium-Nickel Alloys. SMM 99, 2000, Vol. 327-328, S. 367-376
- [24] Brocca, M.; Brinson, L.C.; Bazant, Z.P.: Three Dimensional Constitutive Model for Shape Memory Alloys Based on Microplane Model. SMST 2000, 1999, S. 1-33
- [25] Chernov, D.V.; Mitin, A.V.: Engineering Aspects of SMA Use in Joining and Executive Devices. SMST-97, 1997, S. 347-353
- [26] Tang, W.; Sandström, R.: Some Aspects on NiTi SMA Properties Based on the Calculation of Ti-Ni Phase Diagram. SMST-97, 1997, S. 1-6

- [27] Wu, X. D.; Wu, J. S.; Wang, Z.: The variation of electrical resistance of near stoichiometric NiTi during thermo-mechanic procedures. IOP Publishing, 1999, Vol. 8; Part 5, S. 574-578
- [28] Wu, X. D.; Fan, Y. Z.; Wu, J. S.: A study on the variations of the electrical resistance for NiTi shape memory alloy wires during the thermo-mechanical loading. Symposium 1999, Elsevier, 2000 Vol. 21, No 6, S. 511-516
- [29] Baumgartner: Sensordemo. <http://www.ntb.ch/pubs/sensordemo/pdf> Stand: 05.09.2003
- [30] Hodgson, D.E.; Wu, M.H.; Biermann, R.J. SHAPE MEMORY ALLOYS, http://www.jmmedical.com/html/_shape_memory_alloys_.html, Stand: 14.11.2003
- [31] SmartLab: Thermally-Induced Transformation with Applied Mechanical Load. <http://smart.tamu.edu/overview/smaintro/detailed/detailed.html>, Stand 20.11.2003
- [32] SmartLab: Pseudoelastic Behavior. <http://smart.tamu.edu/overview/smaintro/simple/thermallyinduced.html>, Stand: 20.11.2003
- [33] unbekannt: Vorlesung „Grundlagen der Materialwissenschaft 3“, WS 2002, 10. Vorlesung, 21.01.03, www.ds.mw.tu-darmstadt.de/services/education/.../030121_vorlesung_10.pdf, Stand 10.02.2006
- [34] Novák V., Sittner P.: Micromechanical model simulation of thermomechanical behaviors of NiTi polycrystals undergoing B2-R-B19' transformation. Institute of Physics, ASCR, Na Slovance 2, Prague 8, Czech Republik, 2004

Thesen zur Dissertation

- Der spezifische elektrische Widerstand einer Superelastischen Formgedächtnislegierung ist abhängig vom Verformungsgrad der Probe.
- Der elektrische Widerstand einer Superelastischen Formgedächtnislegierung steigt während der superelastischen Verformung überproportional an.
- Der spezifische elektrische Widerstand von Superelastischen Formgedächtnislegierungen setzt sich aus einer anteiligen Parallelschaltung der spezifischen Einzelwiderstände der beteiligten Phasen zusammen.
- Der spezifische elektrische Widerstand der R-Phase liegt deutlich über dem von Austenit und Martensit.
- Der elektrische Widerstand ist ein geeignetes Mittel zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens einer Superelastischen Formgedächtnislegierung.
- Die spannungsinduzierte Martensitbildung ist in ihrer Umwandlungsgeschwindigkeit begrenzt.
- Durch Anlegen einer äußeren mechanischen Spannung werden die Phasenumwandlungstemperaturen einer Superelastischen Formgedächtnislegierung in Richtung höherer Temperaturen verschoben. Hierdurch folgt eine Transformation des Austenits in Martensit, obwohl sich die Probe immer noch im Temperaturbereich des Austenits befindet.
- Superelastische Formgedächtnislegierungen unterscheiden sich von aktori-schen Formgedächtnislegierungen lediglich durch die Lage ihrer Phasenumwandlungstemperaturen und die dementsprechende Legierungszusammensetzung.
- Mit der Sequentiellen Einflussanalyse lässt sich, mittels Abgleichen bekannter Daten und gemessener Werte und unter Zuhilfenahme des elektrischen Widerstandes eines Probenkörpers der charakteristische Verlauf der spannungsinduzierten Martensitbildung und deren physikalischen Eigenschaften beschreiben.
- Die Sequentielle Einflussanalyse erspart metallurgische Untersuchungen zur Charakterisierung der martensitischen Umwandlung.